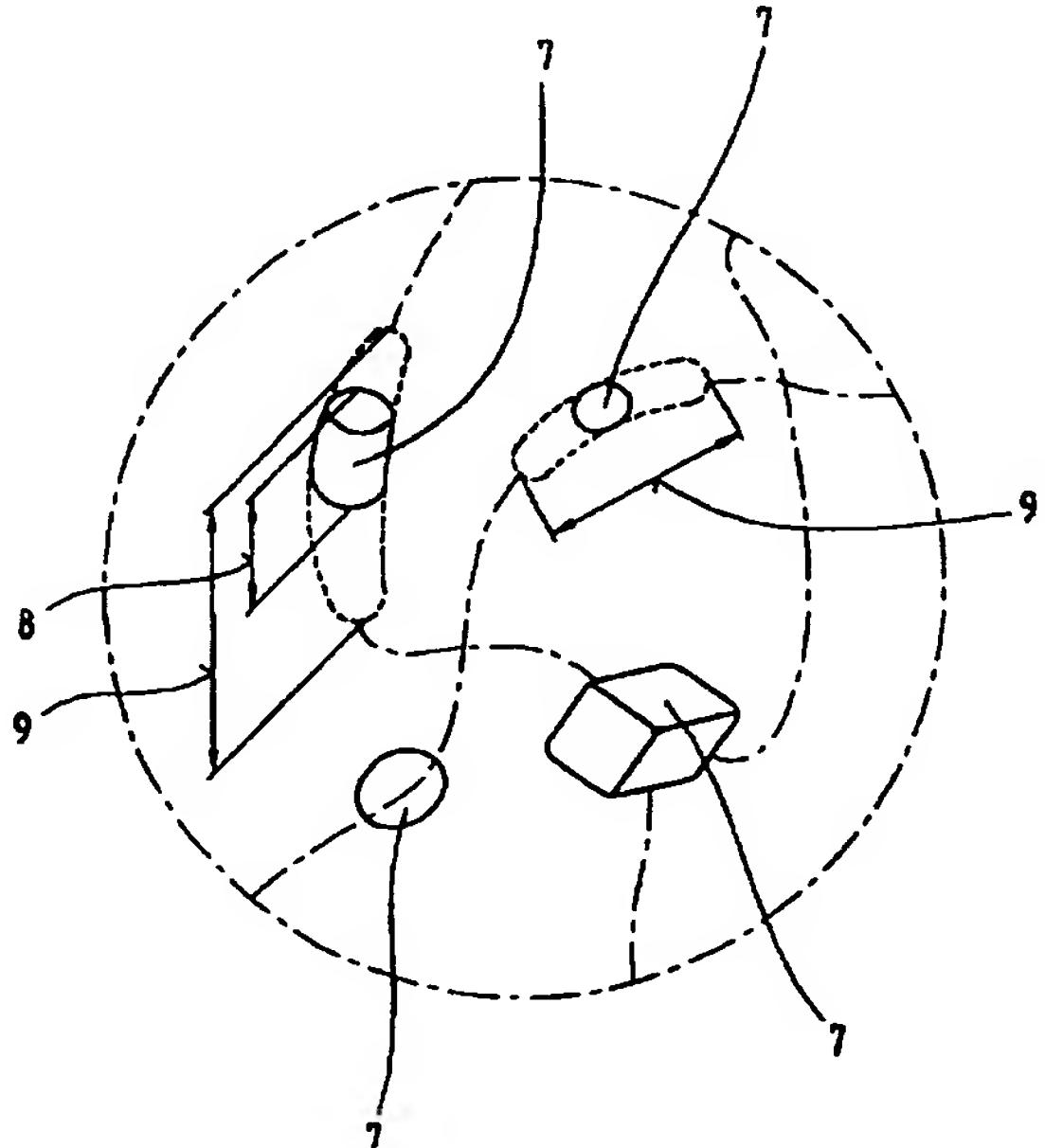


PCT

WELTOORGANISATION FÜR GEISTIGES EIGENTUM
Internationales BüroINTERNATIONALE ANMELDUNG VERÖFFENTLICH NACH DEM VERTRAG ÜBER DIE
INTERNATIONALE ZUSAMMENARBEIT AUF DEM GEBIET DES PATENTWESENS (PCT)

(51) Internationale Patentklassifikation 6 : C22C 21/00, F16C 33/12		A1	(11) Internationale Veröffentlichungsnummer: WO 97/22725 (43) Internationales Veröffentlichungsdatum: 26. Juni 1997 (26.06.97)
<p>(21) Internationales Aktenzeichen: PCT/AT96/00259</p> <p>(22) Internationales Anmeldedatum: 20. December 1996 (20.12.96)</p> <p>(30) Prioritätsdaten: A 2065/95 20. December 1995 (20.12.95) AT</p> <p>(71) Anmelder (für alle Bestimmungsstaaten ausser US): MIBA GLEITLAGER AKTIENGESELLSCHAFT [AT/AT]; Hauptstrasse 3, A-4663 Laakirchen (AT).</p> <p>(72) Erfinder; und</p> <p>(75) Erfinder/Anmelder (nur für US): MERGEN, Robert [LU/AT]; Fr.-Fritsch-Strasse 10, A-4600 Wels (AT).</p> <p>(74) Anwalt: SECKLEHNER, Günter, Pyhrnstrasse 1, A-8940 Liezen (AT).</p>		<p>(81) Bestimmungsstaaten: AL, AM, AT, AT (Gebrauchsmuster), AU, AZ, BA, BB, BG, BR, BY, CA, CH, CN, CU, CZ, DE, DE (Gebrauchsmuster), DK, EE, ES, FI, GB, GE, HU, IL, IS, JP, KE, KG, KP, KR, KZ, LC, LK, LR, LS, LT, LU, LV, MD, MG, MK, MN, MW, MX, NO, NZ, PL, PT, RO, RU, SD, SE, SG, SI, SK, TJ, TM, TR, TT, UA, UG, US, UZ, VN, ARIPO Patent (KE, LS, MW, SD, SZ, UG), eurasisches Patent (AM, AZ, BY, KG, KZ, MD, RU, TJ, TM), europäisches Patent (AT, BE, CH, DE, DK, ES, FI, FR, GB, GR, IE, IT, LU, MC, NL, PT, SE), OAPI Patent (BF, BJ, CF, CG, CI, CM, GA, GN, ML, MR, NE, SN, TD, TG).</p> <p>Veröffentlicht Mit internationalem Recherchenbericht. Vor Ablauf der für Änderungen der Ansprüche zugelassenen Frist. Veröffentlichung wird wiederholt falls Änderungen eintreffen.</p>	
<p>(54) Title: PLAIN BEARING MATERIAL OF AN ALUMINIUM ALLOY FREE FROM SILICON EXCEPT FOR IMPURITIES INTRODUCED DURING SMELTING</p> <p>(54) Bezeichnung: GLEITLAGERWERKSTOFF AUS EINER BIS AUF ERSCHMELZUNGSBEDINGTE VERUNREINIGUNGEN SILICIUMFREIEN ALUMINIUMLEGIERUNG</p> <p>(57) Abstract</p> <p>The invention relates to an aluminium alloy, a plain bearing and a process for producing a coating, especially of a plain bearing, consisting of tin (14) as the main alloying component and a hard material (15) of at least one component of a first group of elements including iron, manganese, nickel, chromium, cobalt, copper or platinum, magnesium and antimony. To the aluminium alloy is added a quantity from the first group of elements for forming intermetallic phases, e.g. to form aluminides, in the boundary regions of the matrix and in addition at least one further element from a second group containing manganese, antimony, chromium, tungsten, niobium, vanadium, cobalt, silver, molybdenum or zirconium to replace at least one hard material of the first group of elements to form approximately spherical or cubic aluminides (7).</p> <p>(57) Zusammenfassung</p> <p>Die Erfindung betrifft eine Aluminiumlegierung, ein Gleitlager sowie ein Verfahren zur Herstellung für eine Schicht, insbesondere eines Gleitlagers, der als Hauptlegierungselement Zinn (14) und ein Hartstoff (15) aus zumindest einem Element einer Eisen, Mangan, Nickel, Chrom, Kobalt, Kupfer bzw. Platin, Magnesium, Antimon enthaltenden ersten Elementengruppe zugesetzt ist. Der Aluminiumlegierung ist von der ersten Elementengruppe eine Menge an Elementen zur Bildung intermetallischer Phasen, z.B. Aluminidbildung, in den Grenzbereichen der Matrix zugesetzt, und weiters ist zumindest ein weiteres Element aus einer zweiten Mangan, Antimon, Chrom, Wolfram, Niob, Vanadium, Kobalt, Silber, Molybdän oder Zirkonium enthaltenden Elementengruppe zur Substituierung eines Teils zumindest eines Hartstoffes der ersten Elementengruppe zur Bildung von annähernd kugel- bzw. würfelförmigen Aluminiden (7) zugesetzt.</p>			



LEDIGLICH ZUR INFORMATION

Codes zur Identifizierung von PCT-Vertragsstaaten auf den Kopfbögen der Schriften, die internationale Anmeldungen gemäss dem PCT veröffentlichen.

AM	Armenien	GB	Vereinigtes Königreich	MX	Mexiko
AT	Österreich	GE	Georgien	NE	Niger
AU	Australien	GN	Guinea	NL	Niederlande
BB	Barbados	GR	Griechenland	NO	Norwegen
BE	Belgien	HU	Ungarn	NZ	Neuseeland
BF	Burkina Faso	IE	Irland	PL	Polen
BG	Bulgarien	IT	Italien	PT	Portugal
BJ	Benin	JP	Japan	RO	Rumänien
BR	Brasilien	KE	Kenya	RU	Russische Föderation
BY	Belarus	KG	Kirgisistan	SD	Sudan
CA	Kanada	KP	Demokratische Volksrepublik Korea	SE	Schweden
CF	Zentrale Afrikanische Republik	KR	Republik Korea	SG	Singapur
CG	Kongo	KZ	Kasachstan	SI	Slowenien
CH	Schweiz	LI	Liechtenstein	SK	Slowakei
CI	Côte d'Ivoire	LK	Sri Lanka	SN	Senegal
CM	Kamerun	LR	Liberia	SZ	Swasiland
CN	China	LK	Litauen	TD	Tschad
CS	Tschechoslowakei	LU	Luxemburg	TG	Togo
CZ	Tschechische Republik	LV	Lettland	TJ	Tadschikistan
DE	Deutschland	MC	Monaco	TT	Trinidad und Tobago
DK	Dänemark	MD	Republik Moldau	UA	Ukraine
EE	Estland	MG	Madagaskar	UG	Uganda
ES	Spanien	ML	Mali	US	Vereinigte Staaten von Amerika
FI	Finnland	MN	Mongolei	UZ	Usbekistan
FR	Frankreich	MR	Mauretanien	VN	Vietnam
GA	Gabon	MW	Malawi		

**Gleitlagerwerkstoff aus einer bis auf erschmelzungsbedingte Verunreinigungen siliciumfreien
Aluminiumlegierung**

5 Die Erfindung bezieht sich auf eine Aluminiumlegierung, wie sie in den Oberbegriffen der Ansprüche 1 bis 3 beschrieben ist sowie auf ein Verfahren zur Herstellung von Verbundwerkstoffen aus einer Aluminiumlegierung, wie es im Oberbegriff des Anspruches 28 beschrieben ist.

Um die Nachteile siliciumhältiger Aluminium-Zinnlegierungen hinsichtlich einer geringeren Ermüdungsfestigkeit aufgrund der Kerbwirkung der Siliciumpartikel einerseits und der span-abhebenden Wirkung der Siliciumpartikel im Bereich der Gleitfläche andererseits zu vermeiden, wird häufig auf die Zulegierung von Silicium verzichtet. Um die mechanischen Eigenschaften von auch siliciumfreien Aluminiumlegierungen mit einem hohen Zinngehalt von 35 bis 65 Gew% zu verbessern, wurde bereits vorgeschlagen - gemäß DE-A1-42 31 862 - neben 10 0,1 bis 1,5 Gew% Kupfer zur Verbesserung der Ermüdungsbeständigkeit einerseits Blei und Wismut in einer Menge von insgesamt 0,5 bis 10 Gew% und andererseits wenigstens eines der Elemente Mangan, Nickel, Silber, Magnesium, Antimon und Zink in einer Gesamtmenge von höchstens 5 Gew% zuzulegieren. Wegen des hohen Zinngehaltes bildet sich jedoch beim Erstarren der Legierung aus der Schmelze ein im wesentlichen zusammenhängendes Zinn-Netz 15 aus, das die strukturelle Festigkeit des Gleitlagerwerkstoffes sowie die Umformbarkeit erheblich beeinträchtigt, was im Hinblick auf die übliche Plattierung dieser gegossenen Legierungen mit Stahl und den damit zusammenhängenden Umformschritten von Bedeutung ist. Außerdem nimmt mit steigendem Zinngehalt die Netzstruktur des Zinns in der Aluminiummatrix zunehmend 20 Einfluß auf die mechanischen Eigenschaften des Gleitlagerwerkstoffes.

25 Weiters wurde auch bereits versucht, die mechanischen Eigenschaften von Aluminium-Zinnlegierungen zu verbessern, indem man diesen Legierungen wohlbekannte matrixverstärkende Elemente, wie z.B. Kupfer, Mangan, Nickel, Magnesium und Zinn, beisetzt. Derartige Aluminium-Zinnlegierungen sind unter anderem aus der DE-A-42 01 793 bekannt.

30 Des weiteren ist es bereits bekannt - gemäß DE-C2-32 49 133 - in Aluminium-Zinnlegierungen durch thermische Nachbehandlung eine heterogene Struktur zu erzeugen. Durch diese Nachbehandlungen werden Hartteilchen, z.B. Silicium oder Aluminide, ausgeschieden, die bei ganz bestimmten Verteilungsfunktionen günstige Verschleißeigenschaften ermöglichen.

35 Bei gegossenen Legierungen - gemäß DE-C2-36 40 698 - ist es zur Einstellung der Endabmessung der einzelnen Schichten unter Umformung bei der Plattierung mit Stahl erforderlich,

**Gleitlagerwerkstoff aus einer bis auf erschmelzungsbedingte Verunreinigungen siliciumfreien
Aluminiumlegierung**

5 Die Erfindung bezieht sich auf eine Aluminiumlegierung, wie sie in den Oberbegriffen der An- sprüche 1 bis 3 beschrieben ist sowie auf ein Verfahren zur Herstellung von Verbundwerkstof- fen aus einer Aluminiumlegierung, wie es im Oberbegriff des Anspruches 28 beschrieben ist.

Um die Nachteile siliciumhältiger Aluminium-Zinnlegierungen hinsichtlich einer geringeren 10 Ermüdungsfestigkeit aufgrund der Kerbwirkung der Siliciumpartikel einerseits und der span- abhebenden Wirkung der Siliciumpartikel im Bereich der Gleitfläche andererseits zu vermei- den, wird häufig auf die Zulegierung von Silicium verzichtet. Um die mechanischen Eigen- schaften von auch siliciumfreien Aluminiumlegierungen mit einem hohen Zinngehalt von 35 15 bis 65 Gew% zu verbessern, wurde bereits vorgeschlagen - gemäß DE-A1-42 31 862 - neben 0,1 bis 1,5 Gew% Kupfer zur Verbesserung der Ermüdungsbeständigkeit einerseits Blei und Wismut in einer Menge von insgesamt 0,5 bis 10 Gew% und andererseits wenigstens eines der 20 Elemente Mangan, Nickel, Silber, Magnesium, Antimon und Zink in einer Gesamtmenge von höchstens 5 Gew% zuzulegieren. Wegen des hohen Zinngehaltes bildet sich jedoch beim Er- starren der Legierung aus der Schmelze ein im wesentlichen zusammenhängendes Zinn-Netz 25 aus, das die strukturelle Festigkeit des Gleitlagerwerkstoffes sowie die Umformbarkeit erheb- lich beeinträchtigt, was im Hinblick auf die übliche Plattierung dieser gegossenen Legierungen mit Stahl und den damit zusammenhängenden Umformschritten von Bedeutung ist. Außerdem nimmt mit steigendem Zinngehalt die Netzstruktur des Zinns in der Aluminiummatrix zuneh- menden Einfluß auf die mechanischen Eigenschaften des Gleitlagerwerkstoffes.

25 Weiters wurde auch bereits versucht, die mechanischen Eigenschaften von Aluminium-Zinn- legierungen zu verbessern, indem man diesen Legierungen wohlbekannte matrixverstärkende Elemente, wie z.B. Kupfer, Mangan, Nickel, Magnesium und Zinn, beisetzt. Derartige Alumi- 30 nium-Zinnlegierungen sind unter anderem aus der DE-A-42 01 793 bekannt.

30 Des weiteren ist es bereits bekannt - gemäß DE-C2-32 49 133 - in Aluminium-Zinnlegierungen durch thermische Nachbehandlung eine heterogene Struktur zu erzeugen. Durch diese Nachbe- handlungen werden Hartteilchen, z.B. Silicium oder Aluminide, ausgeschieden, die bei ganz bestimmten Verteilungsfunktionen günstige Verschleißeigenschaften ermöglichen.

35 Bei gegossenen Legierungen - gemäß DE-C2-36 40 698 - ist es zur Einstellung der Endab- messung der einzelnen Schichten unter Umformung bei der Plattierung mit Stahl erforderlich,

verschiedene Umformschritte vorzunehmen, die auch damit in Verbindung unterschiedliche Wärmebehandlungen erfordern. Diese Verbundherstellung und insbesondere die verschiedenen Umformschritte haben bisher den Einsatz von festigkeitssteigernden Legierungsmaßnahmen meist verhindert.

5

Der Erfindung liegt die Aufgabe zugrunde, eine Aluminiumlegierung zu schaffen, deren mechanische Eigenschaften auch bei höheren Zinngehalten deutlich besser sind.

Die Aufgabe wird durch die Merkmale im Anspruch 1 gelöst. Der überraschende Vorteil, der 10 bei der speziellen Zusammensetzung der Aluminiumlegierung festgestellt werden konnte, liegt nun darin, daß die durch die Zugabe des hohen Zinnanteils erzielte Matrixfestigkeit durch die Zugabe von Hartstoffen der angegebenen Art erheblich erhöht werden konnte. Damit ist es auch gelungen, daß in den Grenzbereichen der Matrix intermetallische Phasen, d.h. harte Phasen 15 bzw. Aluminide ausgeschieden werden. Diese an sich störenden, intermetallischen Phasen konnten jedoch in überraschender Weise durch die Zugabe der weiteren Legierungselemente so verändert werden, daß sie eine kugelige oder würfelförmige Form aufweisen und somit die 20 Zinnstruktur in den Grenzbereichen der Matrix unterbrechen und zu einer Verfestigung der Matrix führen, andererseits die bekannten Nachteile von länglichen, stengelförmigen intermetallischen Phasen nicht auftreten. Völlig unvorhersehbar wird dadurch noch der zusätzliche 25 Vorteil erreicht, daß durch die aufgrund der speziellen Bestandteile gebildeten intermetallischen Phasen auch das Benetzungsverhalten derselben mit Zinn herabgesetzt wird, sodaß das Zinn in der erstarrten Schichte nicht mehr als zusammenhängendes Zinn-Netz, sondern vielmehr in der Art eines speziellen, diesen besonderen intermetallischen Phasen angekoppelten Dispersats vorliegt. Dadurch können bereits im Gußzustand höhere Härtewerte erreicht werden und wird dabei auch durch die bessere Kontinuität der Matrix eine Steigerung der Umformbarkeit in überraschender, nicht vorhersehbarer Weise erreicht.

Die Aufgabe der Erfindung wird aber auch insbesondere selbstständig durch die Merkmale im 30 Anspruch 2 gelöst. Durch die Verwendung des Hauptlegierungselementes Zinn für die Laufschichte und Zink für die Zwischenschicht können bei einer Aluminiumlegierung für einen Verbundwerkstoff die Gleiteigenschaften und die Anpassungsfähigkeit der Materialien bei der Einlaufphase der Lager einerseits und die ausreichend hohe Festigkeit und Stützung der Lagerschicht durch die mit Zink verstärkte Zwischenschicht verbessert werden.

35 Aber auch durch die Merkmale im Anspruch 3 kann die Aufgabe insbesondere eigenständig gelöst werden. Von überraschendem Vorteil ist hierbei, daß durch die Annäherung der Festigkeit in einem relativ nahe zur Spitzenfestigkeit liegenden Bereich über die normale Betriebsdauer

5 eine sehr hohe Standzeit erreicht wird und die mit Aluminiumlegierungen erreichbaren Festigkeiten optimal ausgenutzt werden können, ohne daß die Spitzfestigkeit bei kurzzeitigen Temperaturüberschreitungen erreicht oder überschritten wird bzw. absinkt, wie sie z.B. in einem Motor in einem kritischen Drehzahlbereich entstehen, wodurch eine erheblich längere Lebensdauer von Gleitlagern mit derartigen Lauf- und Zwischenschichten erzielt werden kann.

10 Vorteilhaft ist aber auch eine weitere Ausgestaltung der Aluminiumlegierung nach Anspruch 4, da durch die Anpassung der Festigkeitsänderungen in der Zwischenschicht und in der Laufschicht die sich zwischen den beiden Schichten aufbauenden Spannungen und Zusatzbelastungen reduziert werden und die ohnehin kritische Verbindung zwischen den einzelnen Schichten, die durch Umformvorgänge und Walzvorgänge hergestellt worden ist, nicht zusätzlich belastet wird.

15 Durch eine andere Weiterbildung gemäß Anspruch 5 kann durch die gleichzeitige Ausbildung der Lauf- und Zwischenschichten als aushärtbare Schichten auch bei den zwischen den einzelnen Schichten erforderlichen Wärmebehandlungsvorgängen eine zusätzliche Erhöhung der Festigkeit erreicht werden. Vor allem durch die damit erzielte Kombination der in Richtung des Tragkörpers aus Stahl zunehmenden Festigkeit der Werkstoffe wird die äußerst günstige Gleiteigenschaften aufweisende Lagerschichte durch die höher feste Zwischenschicht in optimaler 20 Weise unterstützt, sodaß eine verbesserte Kombinationswirkung auftritt.

25 Möglich ist dabei eine Ausbildung nach Anspruch 6, weil dadurch ein den Anforderungen in einem hohen Belastungsbereich entsprechender Verbund der Schichten erreicht wird und darüber hinaus die jeweils zweckmäßigsten Fertigungsverfahren einsetzbar sind.

30 Vorteilhaft ist weiters auch die Ausgestaltung nach Anspruch 7, da dadurch die Siliciumpartikel, die in vielen Fällen zu einer nachteiligen, spanabhebenden Wirkung im Bereich der Gleitfläche führen, gänzlich ausgeschaltet werden können.

35 Der hohe Zinnanteil, insbesondere in der Lagerschichte gemäß Anspruch 8 ermöglicht vorteilhaft günstige Gleiteigenschaften und vor allem auch hohe Notlaufeigenschaften, die der Lebensdauer solcher Gleitlager besonders zugute kommen, ohne daß die Festigkeit der Matrixlegierung dadurch nachteilig beeinflußt wird.

35 Die Verteilung des Zinns im Bereich der Grenzen der Matrix kann durch die weitere Ausgestaltung nach Anspruch 9 vorteilhaft beeinflußt werden.

Vorteilhaft ist auch eine Ausgestaltung nach Anspruch 10, da in dieser Kombination ein Teil des Eisens bzw. Nickels in den intermetallischen Phasen ersetzt bzw. so umgewandelt oder verändert wird, daß diese eine annähernd kugel- bzw. würfelförmige Form aufweisen.

- 5 Eine hohe Gesamtfestigkeit bei guten Laufeigenschaften wird auch durch die Weiterbildung nach Anspruch 11 erzielt, da bei der Zumengung der dort angegebenen Elemente in der entsprechenden Menge eine gute Kombinationswirkung zwischen Festigkeit und Dauerbelastbarkeit erreicht werden kann.
- 10 Vorteilhaft ist auch eine Ausführungsform nach Anspruch 12, da dadurch zwar die gewünschten Effekte der Substitution von Eisen, Nickel oder ähnlichen Hartstoffen erreicht wird, andererseits jedoch noch keine nachteiligen Einflüsse oder Mischungen in der Matrixlegierung eintreten.
- 15 Zur Verbesserung der Laufeigenschaften ist auch eine Ausgestaltung nach Anspruch 13 möglich.

- 20 Die Ausscheidung der intermetallischen Phasen kann aber auch anhand der detaillierten Angaben in den Ansprüchen 14 bis 16 erreicht werden, wobei durch die unterschiedliche Vorgangsweise jeweils unterschiedliche Zusatzanforderungen an höhere Druck- bzw. Temperaturbelastung erfüllt werden können.

- 25 Durch die Weiterbildung nach Anspruch 17 wird einerseits eine ausreichende Härte der Matrixfestigkeit erreicht, andererseits ermöglicht die Zugabe zusätzlicher Legierungsbestandteile, daß die sich bildenden intermetallischen Phasen in ihrer Raumform noch beeinflußt werden können.

- 30 Eine andere Ausführungsform beschreibt Anspruch 18, wobei ebenfalls eine hohe Festigkeit erreicht werden kann.
- 35 Eine Bildung der intermetallischen Phasen in einer gewünschten Raumform kann aber auch durch die weiteren Ausführungsvarianten gemäß den Ansprüchen 19 bis 22 erreicht werden.

- 35 Vorteilhaft ist weiters eine Ausbildung nach Anspruch 23, wodurch die einsatzbedingte Aushärtung in einen Bereich verläuft, bei dem eine Überschreitung der maximal möglichen Härte vermieden wird.

Vorteilhaft ist aber auch die Ausbildung eines Gleitlagers zur bevorzugt eigenständigen Lösung

der Aufgabe gemäß Anspruch 24. Durch die Verwendung der Aluminiumlegierung wird eine hohe Standzeit und eine günstige Anpassung des Lagers an unterschiedliche Toleranzen erreichen.

5 Bei der Weiterbildung nach Anspruch 25 können in Verbindung mit der Verwendung von Zinn als Legierungsmaterial für die Lagerschichte zusätzliche Vorteile erzielt werden.

Durch den gleichen Matrixaufbau der Lauf- und Zwischenschichte nach Anspruch 26 wird eine gute Verbindung zwischen den beiden sichergestellt und auch eine gute Notlaufeigenschaft erreicht, wobei durch diesen speziellen Matrixaufbau trotzdem eine gute Verbindung zwischen der Zwischenschichte und einer aus Metall bestehenden Stützlage bei den Umformvorgängen und beim Plättieren erzielbar ist.

Durch die Ausgestaltung der Zwischenschichte nach Anspruch 27 kann durch die Verwendung von Zink auch bei weicheren Lagerschichten eine ausreichende Standfestigkeit eines Lagers erzielt werden.

Die Erfindung umfaßt weiters auch ein Verfahren zur Herstellung von Verbundstoffen aus Aluminiumlegierungen, wie es im Oberbegriff des Anspruches 28 beschrieben ist. Dieses Verfahren ist durch die einzelnen Maßnahmen im Kennzeichenteil des Anspruches 28 gekennzeichnet. Durch diese Vorgangsweise wird sichergestellt, daß eine ausreichende Matrixverfestigung und eine den gewünschten Festigkeits- und Laufeigenschaften entsprechende Unterbrechung der Zinnstruktur erreicht wird und die Herstellung der Aluminiumlegierung mit den bekannten Verfahren und Vorrichtungen möglich ist.

25 Vorteilhaft sind auch weitere Verfahrensabläufe, wie sie im Anspruch 29 angegeben sind, da dadurch durch Diffusion und Substitutionsprozesse die Ausbildung der intermetallischen Phasen noch verändert werden kann.

30 Auch der thermo-mechanische Nachverdichtungsprozeß gemäß dem Vorgehen nach Anspruch 30 ermöglicht eine exakte Anpassung der Festigkeit der Schichten.

35 Gemäß einem vorteilhaften Vorgehen nach Anspruch 31 wird eine Ausgangsfestigkeit erzielt, bei der während der Einlaufzeit eines derartigen Gleitlagers eine Nachverfestigung eintreten kann, die zur Erreichung einer hohen Laufzeit maßgeblich ist.

Die Erfindung wird nachfolgend anhand der Darstellungen in den Zeichnungen näher erläutert.

Es zeigen:

Fig. 1 ein schematisches Schliffbild eines herkömmlichen Lagerwerkstoffes für Gleitlager auf Aluminiumbasis nach dem Stand der Technik;

5

Fig. 2 ein schematisches Schliffbild eines erfindungsgemäßen Lagerwerkstoffes;

Fig. 3 eine räumliche Darstellung unterschiedlich ausgebildeter Aluminide in ihrem Ausgangs- und Endzustand;

10

Fig. 4 ein erfindungsgemäßes Gleitlager, ausgebildet als Halbschale in einem Zwei-Schichtaufbau, in schematischer Darstellung;

Fig. 5 ein weiteres erfindungsgemäßes Gleitlager, ausgebildet als Halbschale in Drei-Schichtbauweise, in schematischer Darstellung;

Fig. 6 ein Schaubild für das Lagerstandsverhalten von Gleitlagen mit auf eine Stahllage aufplattierten Lauf- und Zwischenschichten aus unterschiedlichen Aluminiumlegierungen bei sich über die Laufzeit ändernder Lagerbelastung;

20

Fig. 7 ein Schaubild, welches den Härteverlauf in den einzelnen Schichten eines Gleitlagers über die Betriebszeit zeigt;

Fig. 8 ein Schaubild entsprechend der Fig. 7 für ein Gleitlager mit erfindungsgemäß ausgebildeten Schichten.

Wie die Fig. 1 erkennen lässt, die einen üblichen aus dem Stand der Technik bekannten Werkstoff 1 für Gleitlager auf Aluminiumbasis mit 20 Gew% Zinn und 1 Gew% Kupfer zeigt, bildet die Zinnphase 2 in der Legierungsmatrix 3 ein im wesentlichen zusammenhängendes Zinn-Netz 4, das die mechanischen Eigenschaften dieses Werkstoffes 1 nachteilig beeinflusst.

Diese Netzstruktur konnte bei einem erfindungsgemäßen Lagerwerkstoff 5 für Gleitlager aufgebrochen werden, wie dies in Fig. 2 und 3 veranschaulicht ist.

35

Der dargestellte erfindungsgemäße Lagerwerkstoff 5 enthält neben 23 Gew% Zinn 1,8 Gew% Kupfer, 0,6 Gew% Mangan, 0,23 Gew% Eisen, 0,17 Gew% Kobalt, 0,14 Gew% Chrom und 0,15 Gew% Zirkon. Trotz des höheren Zinnanteiles ergibt sich eine deutlich weniger zusam-

menhängende Zinnstruktur 6, weil die ausgeschiedene Zinnphase 2 durch Aluminide 7 bzw. intermetallische Phasen aus Mangan und Eisen unterbrochen ist, an die sich die Zinnphase 2 anlegt. Wie besser aus Fig. 3 zu ersehen ist, wirken sich diese Aluminide 7 trotz ihrer Zusammensetzung nicht nachteilig auf die mechanischen Eigenschaften des Lagerwerkstoffes 5 aus, 5 weil durch die Zugabe von Mangan und/oder Kobalt und/oder Chrom und/oder Zirkon in abgestimmten Mengen, die sonst durch eine ausgeprägte Längserstreckung 8 der in strichlierten Linien dargestellten Aluminiden 7 verursachte Kerbwirkung durch deren Veränderung in die dargestellte kugelige bzw. würfelige Raumform und kürzere Hauptabmessung bzw. Länge 9 unterbunden werden konnte.

10 Selbstverständlich kann auch der erfindungsgemäße Lagerwerkstoff 5 einer üblichen Wärme- und Umformnachbehandlung unterworfen werden, um die mechanischen Eigenschaften weiter zu verbessern. Dabei können durch die Wirkung einer entsprechenden plastischen Verformung die Aluminide 7 bei einer vergleichsweise niedrigen Behandlungstemperatur in Lösung gebracht werden, um dann den Lagerwerkstoff 5 zum Zwecke einer Ausscheidungshärtung einer Anlaßbehandlung unterziehen zu können.

15 Um die besonderen Eigenschaften des erfindungsgemäßen Lagerwerkstoffes 5 zu zeigen, wurde ein solcher Lagerwerkstoff 5 mit einem üblichen Werkstoff 1 eines Gleitlagers verglichen. Zu diesem Zweck wurden die zu vergleichenden Werkstoffe unter übereinstimmenden Bedingungen in einem horizontalen Strangguß zu einem Band gegossen, das einen Querschnitt von 10 mm x 100 mm aufwies.

20 Aufgrund der gewählten Abzugsbedingungen wurde jeweils eine Wärmeabfuhr zwischen 3,4 und 3,7 J/s für die Erstarrung sichergestellt.

25 Der übliche Werkstoff 1 bestand neben Aluminium als Hauptlegierungsbestandteil aus 20 Gew% Zinn, 0,9 Gew% Kupfer und den sonst in Aluminium üblichen Verunreinigungen.

30 Die erfindungsgemäße Legierung bzw. der Lagerwerkstoff 5 wies neben Aluminium als Hauptlegierungsbestandteil 23 Gew% Zinn, 1,8 Gew% Kupfer, 0,6 Gew% Mangan, 0,23 Gew% Eisen, 0,14 Gew% Chrom, 0,17 Gew% Kobalt, 0,15 Gew% Zirkon und den sonst in Aluminium üblichen Verunreinigungen auf. Bei dem Lagerwerkstoff 5 lag das Zinn-Netz 4 im Gegensatz zur Vergleichslegierung in einer im wesentlichen unterbrochenen Form vor, sodaß 35 bei der erfindungsgemäßen Legierung trotz des deutlich höheren Zinngehaltes eine bessere Strukturfestigkeit festgestellt werden konnte. Demgemäß konnte eine Zunahme der Brinellhärte im Gußzustand von wenigstens 5 Punkten gemessen werden.

Zur Überprüfung der Verformbarkeit wurden beide Werkstoffe einer Glühbehandlung von 3 Stunden bei 350°C unterworfen. Nach einem anschließenden Fräsen zur Befreiung der Proben von der Gußhaut wiesen die Proben einen Querschnitt von 8 mm x 80 mm auf. Bei einer Walzverformung ohne Zwischenglühen ließ der herkömmliche Werkstoff 1 lediglich eine Verformung von maximal 25 % in einem einzelnen Stich zu, wobei bereits erste Risse entstanden, die bei einer Stichabnahme bis zu 35 % zu nicht mehr weiterverwertbaren Bändern führten.

Bei dem erfindungsgemäßen Lagerwerkstoff 5 konnten zwar bereits bei einer Verformung von 20 % erste Risse erkannt werden, doch wuchsen diese Risse mit zunehmender Stichstärke erheblich langsamer, so daß bei einer Stichabnahme von 40 % das Band bis auf einen schmalen Randbereich noch ohne weiteres verwendet werden konnte.

Ein weiterer Umformversuch bestand in der Prüfung der ohne Zwischenglühen statthaften Anzahl hintereinander durchgeföhrter Walzoperationen mit konstanter Stichabnahme von jeweils 5 %. Bei dem bisher üblichen Werkstoff 1 mußte die Verformung nach 8 bis 10 Stichen eingestellt werden. Dies entspricht einer maximalen Gesamtverformung von knapp mehr als 40 %. Durch nach jedem Stich durchgeföhrte Härtemessungen an der gewalzten Oberfläche konnte beobachtet werden, daß die Vergleichslegierung bereits nach 6 Stichen eine maximale Härte erreicht hatte. Bei den folgenden Stichen konnte sogar ein teilweises Absinken der Härte festgestellt werden, was auf eine Strukturschädigung schließen läßt.

Bei dem erfindungsgemäßen Lagerwerkstoff 5 konnte im Gegensatz dazu ein besonders starkes Anwachsen der Härte bis zum 8. Walzstich gemessen werden, wonach die Härte bis zum 12. bis 14. Walzstich konstant blieb und erst ab dem 13. bis 15. Walzstich abnahm. Bei einer entsprechenden Gesamtverformung von 48 % bis 53 % war eine weitere Verformung rissebedingt nicht mehr möglich.

In der Fig. 4 ist eine mögliche Ausbildung eines halbschalenförmigen Lagerelementes 10 eines Gleitlagers 11 gezeigt, bei dem das Lagerelement 10 aus einer Stützlage 12, die üblicherweise aus einem metallischen Werkstoff, zum Beispiel Stahl, hergestellt ist, besteht und die eine Aufnahme für eine halbschalenförmige Laufschichte 13 bildet. Zur Bildung von Gleitlagern 11, die der drehbeweglichen Lagerung von Maschinenwellen, Motorwellen etc. dienen, werden zwei derartige gleichartige Lagerelemente 10, wie in strichlierten Linien gezeigt, zu einem Lagerring zusammengesetzt und üblicherweise in einen diesen Lagerring aufnehmendes Lagergehäuse entsprechend paßgenau und verdrehgesichert eingesetzt.

Die Laufschichte 13 ist mit der Stützlage 12 bewegungsfest verbunden, zum Beispiel aufplat-

tiert, aufgewalzt, verschweißt, verklebt etc. und besteht nach der erfindungsgemäßen Ausführung bevorzugt aus einer Aluminiumlegierung mit einer Reihe möglicher Legierungselementen zur Erzielung einer hohen Lagerbelastbarkeit in bezug auf Temperatur, Festigkeit, Laufzeit bei einer minimierten Reibungszahl in Verbindung mit geeigneten Werkstoffen für die Maschinenwellen, Motorwellen, etc.

Nach einer bevorzugten Ausführung besteht die Laufschicht 13 aus einer Aluminiumlegierung, der als Hauptlegierungselement Zinn 14 und ein Hartstoff 15 aus zumindest einem Element 16 einer Eisen, Mangan, Nickel, Chrom, Kobalt, Kupfer bzw. Platin, Magnesium, 5 Antimon enthaltenden ersten Elementengruppe zugesetzt ist. Dabei ist der Aluminiumlegierung von der ersten Elementengruppe eine Menge an Elementen 16 zugesetzt, sodaß es in den Grenzbereichen der Matrix zur Bildung intermetallischer Phasen, z.B. Aluminiden 7, kommt. Indem weiters zumindest ein weiteres Element 16 aus einer zweiten Mangan, Antimon, Chrom, 10 Wolfram, Niob, Vanadium, Kobalt, Molybdän oder Zirkonium enthaltenden Elementengruppe zugesetzt wird, wird zumindest ein Teil des Hartstoffs 15 der ersten Elementengruppe substituiert, wodurch die Aluminide 7 auf eine annähernd kugel- bzw. würfelförmige Raumform um- 15 geformt werden.

In der Fig. 5 ist ein anderes Lagerelement 10 mit der Stützlage 12 und der Laufschicht 13 gezeigt, bei dem zwischen der Stützlage 12 und der Laufschicht 13 eine Zwischenschicht 18, 20 gegebenenfalls als Mittelschicht oder Bindungsschicht bezeichnet, angeordnet ist. Die Zwischenschicht 18 mit der mit dieser bewegungsfest verbundenen Laufschicht 13 bilden bei dieser Ausführung durch Abstimmung ihrer Legierungsbestandteile, wobei die Zwischenschicht 18 bevorzugt durch eine Aluminiumlegierung gebildet ist, einen Verbundwerkstoff, 25 aus der maßgeblich die für das Lagerelement 10 angestrebten Eigenschaften beeinflußt.

Nach einer weiteren bevorzugten Ausbildung für einen Verbundwerkstoff, insbesondere für ein Gleitlager 11 aus einer Laufschicht 13 und einer Zwischenschicht 18 enthalten diese als Hauptlegierungsbestandteile zumindest ein Element 16 aus einer Zinn, Zink, Kupfer, Blei, 30 Wismut, Kadmium und/oder Indium enthaltenden Legierungselementengruppe, wobei das Hauptlegierungselement der Laufschicht 13 Zinn 14 und der Zwischenschicht 18 Zink ist. Zumindest ein Element einer weiteren Eisen, Mangan, Kupfer, Nickel, Chrom enthaltenden Legierungselementengruppe wird zugesetzt, um eine Differenz zwischen den Festigkeitsänderungen in der Laufschicht 13 und der Zwischenschicht 18 bei annähernd gleicher Druck- 35 und/oder Temperaturbelastung zwischen 0 % und 20 % einzuhalten. Des weiteren sind die Laufschicht 13 und die Zwischenschicht 18 aushärtbar. Eine Festigkeit der Zwischenschicht 18 ist gleich oder höher als die Festigkeit der Laufschicht 13.

Eine weitere bevorzugte Ausbildung für einen Verbundwerkstoff, insbesondere für ein Gleitlager 11, bestehend aus der Laufschichte 13 und der Zwischenschichte 18, enthält als Hauptlegierungsbestandteile zumindest ein Element aus einer Zinn, Zink, Kupfer, Blei, Wismut, Kadmium und/oder Indium enthaltenden Legierungselementengruppe. Dieser Verbundwerkstoff, der zumindest einen Teil eines Gleitlagers 11 bildet, ermöglicht die Ausbildung der Zwischenschichte 18 und/oder der Laufschichte 13, sodaß sie eine Festigkeit aufweisen, die 5 70 % bis 99,5 % der Spitzfestigkeit der jeweiligen Laufschichte 13 oder der Zwischenschichte 18 beträgt.

10 Aus dem Stand der Technik ist es selbstverständlich auch bekannt, Gleitlager 11 in geschlossener Ringbauweise herzustellen, wobei diese entsprechend vorgegebener Rohmaße als Ring gegossen werden oder von einem Walzprofil oder Strangprofil zu entsprechenden Ringen umgeformt und an den sich dabei ergebenden Stoßstellen an den einander gegenüberliegenden Stirnenden zur Bildung eines ununterbrochenen Ringes verbunden insbesondere verschweißt 15 werden. Auch für derartige Gleitlager 11 sind die vorgenannten Werkstoffe 1 für die Zwischenschichte 18 und/oder Laufschichte 13 verwendbar.

20 Derartige Gleitlager 11 werden vielfach in einer Verbundwerkstofftechnik hergestellt, bei der die unterschiedlichen Schichten bevorzugt durch Aufplattieren miteinander bewegungsfest verbunden sind. Derartige in Bandform oder in Ringform vorgefertigte Gleitlager 11 werden durch nachfolgendes Feinstarbeiten auf die jeweiligen Abmaße mit entsprechenden Lagertoleranzen und Einbautoleranzen gebracht und mit Methoden der Befestigungstechnik in Lageraufnahmen von Lager oder Motorengehäuse eingesetzt und durch Sicherungselemente fixiert bzw. auch durch ein Kleben verdrehsicher gehalten.

25 In Fig. 6 ist ein Schaubild gezeigt, bei welchem auf der Abszisse die Belastung in bar und auf der Ordinate die Laufzeit in Minuten mit einer logarithmischen Teilung aufgetragen ist.

30 Wie bekannt, kommt es durch die Belastung des Lagerelementes 10, insbesondere der Temperatur- und/oder Druckbelastung während einer sogenannten Einlaufphase und auch danach zu einer Veränderung der Festigkeit, wobei die Veränderung von den Legierungsbestandteilen abhängt. Nach dieser sogenannten Einlaufzeit und dem Erreichen bestimmter Grenzwerte treten bis zum Erreichen eines Laufzeitendes, an dem durch Materialermüdung ein derartiges Lager 35 verwendungsunfähig wird, keine weiteren wesentlichen Veränderungen in der Festigkeit auf.

35 Anhand der nachfolgend beschriebenen Beispiele von unterschiedlichen Schichtaufbauten für derartige Gleitlager 11 wird der erfindungsgemäße Lageraufbau und die Auswirkung auf das

Lagerstandsverhalten erläutert.

Beispiel 1: Bei diesem Gleitlager 11 ist die Stützlage 12 aus einem Stahl gebildet und besteht die Laufschichte 13 aus einer Aluminiumlegierung, insbesondere aus AlZn4,5, die mit der

5 Stützlage 12 bewegungsfest verbunden ist.

Beispiel 2: Bei diesem Gleitlager 11 ist die Stützlage 12 aus einem Stahl gebildet. Auf der Stützlage 12 ist die Zwischenschicht 18 aus Reinaluminium und auf dieser die Laufschichte 13 aus einer Aluminium Sn-Legierung, zum Beispiel AlSn6Cu oder AlSn20Cu, aufgebracht.

10 Beispiel 3: Bei diesem Gleitlager 11 ist die Stützlage 12 aus einem Stahl gebildet. Auf der Stützlage 12 ist die Zwischenschicht 18 aus einer CuPb-Legierung und auf dieser die Laufschichte 13 aus AlSn20 gesputtert.

15 Beispiel 4: Bei diesem Aufbau eines Gleitlagers 11 besteht die Stützlage 12 aus Stahl. Bei der ersten Ausführungsvariante ist auf diese Stützlage 12 aus Stahl eine Zwischenschicht 18 aus Reinaluminium aufgebracht und diese wiederum mit einer erfindungsgemäßen Laufschichte 13 verbunden.

20 Um nun das Lagerstandsverhalten eines Gleitlagers 11 überprüfen zu können und verschiedenen Einsatzkategorien zuzuteilen, kann das Lagerstandsverhalten anhand von vorbestimmten Prüfverfahren festgestellt und überprüft werden. Zum Simulieren des Lastverlaufes wird beispielsweise bei einem mit einer vorbestimmten Drehzahl rotierenden Welle die auf das Lagergehäuse einwirkende Last aufgebracht, wobei z. B. in Abhängigkeit von der Lagergröße in der 25 verwendeten Zylindergröße mit einem Hydraulikdruck von 75 Bar gearbeitet werden kann. Ist dann die Maximallagerbelastung erreicht, wird der Versuch so lange fortgeführt, bis das Lager durch Verquetschung der Laufschichte 13 oder Gratbildung im Bereich der Lauf- bzw. Zwischenschicht 13, 18 oder durch Verreiben so beschädigt ist, daß es ausgetauscht werden muß. Die Definition, ab wann diese Schäden so bewertet werden, daß das Lager nicht mehr verwendbar ist, ist vor jeder einzelnen Versuchsreihe im Detail festzulegen.

30 In dem Schaubild ist nunmehr das Lagerstandsverhalten der zuvor anhand der Beispiele 1 bis 4 beschriebenen Ausbildungen der einzelnen Gleitlager 11 gezeigt.

35 Wie nun eine Betrachtung des Schaubildes zeigt, das beispielsweise gemäß einem aus dem Stand der Technik bekannten, einfachen Lageraufbau, wie in Beispiel 1 beschrieben ist, fällt ein derartiges Gleitlager 11 bereits vor Erreichen der Maximalbelastung zum Zeitpunkt 19 -

wie im Schaubild gezeigt - durch Verrieben der Lagerstelle aus.

Ein besseres Lagerstandsverhalten wird bereits mit einer ebenfalls aus dem Stand der Technik bekannten Ausgestaltung eines Gleitlagers 11 mit einem Dreischichtaufbau erreicht, bei dem die Stützlage 12 aus Stahl, die Zwischenschicht 18 aus Reinaluminium und die Laufschicht 13 aus einer mit Zinn 14 legierten Aluminiumlegierung - gemäß Beispiel 2 - gebildet ist.

Während die Aluminiumlegierung mit niedrigem Zinngehalt ebenfalls bereits vor Erreichen der Maximalbelastung zum Zeitpunkt 20 ausfällt, widersteht die höher legierte Aluminiumlegierung über einen längeren Zeitraum der Maximalbelastung bis zu einem Zeitpunkt 21, zu dem das Lager verquetscht bzw. bis zu einem Zeitpunkt 22, zu dem das Lager verrieben ist.

Sehr hohe Standzeiten eines Lagers werden, wie aus dem Stand der Technik bekannt, durch einen Lageraufbau gemäß Beispiel 3 erreicht, da ein derartiges Lager nach einer Laufzeit von 10.000 Minuten, zu welcher auch der Zeitpunkt 23 dafür eingetragen ist, das Gleitlager 11 noch immer verwendungsfähig ist.

Derartige Lager, die bei diesem Vergleichstest eine derart hohe Lagerstandzeit erreichen, werden auch als "Durchläufer" bezeichnet.

Schließlich zeigen die Zeitpunkte 24 und 25 die Versuchsergebnisse für einen Lageraufbau - gemäß Beispiel 4 - , bei welchem die Zwischenschicht 18 aus Reinaluminium und die Laufschicht 13 aus der erfindungsgemäßen Aluminiumlegierung besteht. Damit konnte gegenüber der Ausgestaltung des Lagers nach Beispiel 3 eine wesentliche Erhöhung der Lagerstandzeit mit einem wesentlich einfacheren Lageraufbau erzielt werden.

Ebenfalls verwendbar ist eine Ausgestaltung, bei der die Zwischenschicht 18 als Hauptlegierungselement Zink und die Laufschicht 13 als Hauptlegierungselement Zinn 14 enthält, wie es ebenfalls im Beispiel 4 angegeben ist.

Bei einem weiteren Versuch wurde auf die Stützlage 12 aus Stahl eine Zwischenschicht 18 aus AlZn4,5 eine Laufschicht 13 aus AlSn20Cu aufgebracht. Ein derartig ausgebildetes Gleitlager 11 zeigt, daß es bis zum Zeitpunkt 26 betriebsbereit ist.

Das beste Ergebnis wird jedoch bei einem Lageraufbau erreicht, bei dem die Stützlage 12 wiederum aus Stahl und die Zwischenschicht 18 aus einer Aluminium-Zink-Legierung, insbesondere AlZn4,5 besteht, auf der eine Laufschicht 13 mit der erfindungsgemäßen Alumi-

numlegierung aufgebracht ist.

Überraschend war für den Fachmann jedoch, daß bei dieser Kombination, bei der die Zwischenschicht 18 mit Zink legiert ist und die erfindungsgemäße Laufschicht 13 verwendet wird, mit einem gegenüber dem Lageraufbau nach Beispiel 3 erheblich einfacheren und damit auch billigeren Lageraufbau ebenfalls ein "Durchläufer" - im Schaubild mit einem Zeitpunkt 27 eingetragen - erreicht werden konnte.

In den Fig. 7 und 8 ist die sich über die Betriebszeit eines Gleitlagers verändernde Härte in Form von Schaubildern gezeigt, wobei der Härteverlauf in Abhängigkeit zur unterschiedlichen Zusammensetzung zwischen Laufschicht 13 und Zwischenschicht 18 steht.

Da die Stützlage 12 aus Stahl immer gleich ist, wird dies in der Betrachtung nicht weiter berücksichtigt, da auch die Härte dieser Stahllage sich über die Betriebsdauer kaum verändert.

Wesentlich hierbei ist vielmehr, daß sich je nach der Legierung der Lauf- und Zwischenschichten 13 bzw. 18 eine unterschiedliche Härte ergibt.

Wie bereits zuvor erläutert, ist es für einen lang andauernden störungsfreien Betrieb und für eine lange Lagerstandsdauer vorteilhaft, wenn die Härteänderungen in der Zwischenschicht 18 und der Laufschicht 13 in etwa gleichartig verlaufen, d.h. nur geringe Differenzen zwischen 0 % und 20 % bei der sich über die Betriebsdauer verändernden Härte auftreten. Für die Praxis günstige Ergebnisse werden dabei erzielt wenn, wie in Schaubild gemäß Fig. 7 gezeigt, die erfindungsgemäße Aluminiumlegierung, die mit einem hohen Zinnanteil versehen ist, als Laufschichte 13 und Reinaluminium als Zwischenschicht 18 verwendet wird. Bei diesem Ausführungsbeispiel zeigt sich, daß durch die Aushärtung der erfindungsgemäßen Aluminiumlegierung die Härte über die Betriebsdauer zunimmt, wogegen, wie aus dem Stand der Technik bereits bekannt, das Reinaluminium aufgrund der Wärme- und Druckeinwirkungen seine Ver- spannungen, die eine höhere Festigkeit bewirken, verliert und mit zunehmender Betriebszeit weicher wird. Durch die Wahl der Härtezunahme der Laufschichte 13 im Verhältnis zur Härte- abnahme der Zwischenschicht 18 kann aber trotzdem noch ein positives Gesamtergebnis erzielt werden, welches eine hohe Lagerstandsdauer unter Einhaltung der Grenzwerte bei der Härteveränderung über die Betriebszeit ermöglicht.

Der Verlauf der Härtezu- bzw. -abnahme ist im Schaubild in Fig. 7 für die Laufschichte 13 durch die Diagrammlinie 28 und für die Zwischenschicht 18 durch die Diagrammlinie 29 gezeigt.

Ein für den Fachmann überraschend positives Ergebnis bringt jedoch ein Lageraufbau hinsichtlich des Härteverlaufs über die Betriebsdauer, wenn, wie im Schaubild in Fig. 8 gezeigt, die Laufschichte 13 gemäß Diagrammlinie 30 und die Zwischenschichte 18, wie die Diagrammlinie 31 zeigt, aushärtbar sind und durch die Temperatureinwirkung über die Betriebsdauer deren Härte zunimmt, wodurch nur geringe bis überhaupt keine Differenzen bei den Härteveränderungen über die Betriebsdauer auftreten. Dies wird durch die erfindungsgemäße, mit hohem Zinnanteil versetzte und mit zusätzlichen Legierungselementen legierten Aluminiumlegierung in der Laufschichte 13 und durch die mit Zinn 14 legierte Aluminiumlegierung der Zwischenschichte 18 erreicht, die wie bereits zuvor erwähnt, durch Umformung und Plattieren 5 miteinander und die Zwischenlage 18 mit der Stützlage 12 aus Stahl verbunden sind.
10

Gleichzeitig sieht man aus diesem Schaubild in Fig. 8, daß in diesem Fall die höhere Härte der Zwischenlage, wie im übrigen auch das Lagerstandsverhalten im Diagramm nach Fig. 6 zeigt, eine hohe Standzeit eines derartigen Lagers erreicht wird.

15

20

25

30

35

Bezugszeichenaufstellung

5	1	Werkstoff
	2	Zinnphase
	3	Legierungsmatrix
	4	Zinn-Netz
	5	Lagerwerkstoff
10	6	Zinnstruktur
	7	Aluminid
	8	Längserstreckung
	9	Länge
15	10	Lagerelement
	11	Gleitlager
	12	Stützlage
	13	Laufschichte
20	14	Zinn
	15	Hartstoff
	16	Element
25	18	Zwischenschicht
	19	Zeitpunkt
	20	Zeitpunkt
30	21	Zeitpunkt
	22	Zeitpunkt
	23	Zeitpunkt
	24	Zeitpunkt
	25	Zeitpunkt
35	26	Zeitpunkt
	27	Zeitpunkt
	28	Diagrammlinie
	29	Diagrammlinie
40	30	Diagrammlinie
	31	Diagrammlinie

45

50

P a t e n t a n s p r ü c h e

1. Aluminiumlegierung für eine Schichte, insbesondere eines Gleitlagers, der als Hauptlegierungselement Zinn und ein Hartstoff aus zumindest einem Element einer Eisen, Mangan, Nickel, Chrom, Kobalt, Kupfer bzw. Platin, Magnesium, Antimon enthaltenden ersten Elementengruppe zugesetzt ist, dadurch gekennzeichnet, daß der Aluminiumlegierung von der ersten Elementengruppe eine Menge an Elementen zur Bildung intermetallischer Phasen, z.B. Aluminidbildung, in den Grenzbereichen der Matrix zugesetzt ist und daß weiters zumindest ein weiteres Element aus einer zweiten Mangan, Antimon, Chrom, Wolfram, Niob, Vanadium, Kobalt, Silber, Molybdän oder Zirkonium enthaltenden Elementengruppe zur Substituierung eines Teils zumindest eines Hartstoffes der ersten Elementengruppe zur Bildung von annähernd kugel- bzw. würfelförmigen Aluminiden (7) zugesetzt ist.
2. Aluminiumlegierung für einen Verbundwerkstoff, insbesondere für ein Gleitlager aus einer Lauf- und einer Zwischenschichte, die als Hauptlegierungsbestandteile zumindest ein Element aus einer Zinn, Zink, Kupfer, Blei, Wismut, Cadmium und/oder Indium enthaltenden Legierungselementengruppe enthält, insbesondere nach Anspruch 1, dadurch gekennzeichnet, daß das Hauptlegierungselement der Laufschichte (13) Zinn (14) und der Zwischenschichte (18) Zink ist.
3. Aluminiumlegierung für einen Verbundwerkstoff, insbesondere für ein Gleitlager aus einer Lauf- und einer Zwischenschichte, die als Hauptlegierungsbestandteile zumindest ein Element aus einer Zinn, Zink, Kupfer, Blei, Wismut, Cadmium und/oder Indium enthaltenden Legierungselementengruppe enthält, insbesondere nach Anspruch 1 und/oder 2, dadurch gekennzeichnet, daß der Verbundwerkstoff zumindest einen Teil eines Gleitlagers (11) bildet und die Zwischenschichte (18) und/oder die Laufschichte (13) eine Festigkeit aufweist, die zwischen 70 % und 99,5 % der bei einer Aushärtungstemperatur von maximal 450°C, vorzugsweise 150°C bis 375°C erreichbarer Höchstfestigkeit liegt.
4. Aluminiumlegierung nach Anspruch 2 oder 3, dadurch gekennzeichnet, daß der Zwischenschichte (18) und/oder der Laufschichte (13) zumindest ein Element einer weiteren Eisen, Mangan, Kupfer, Nickel, Chrom enthaltenden Legierungselementengruppe zur Einhaltung einer Differenz zwischen den Festigkeitsänderungen in der Lauf- und/oder Zwischenschichte (13, 18) bei annähernd gleicher Druck- und/oder Temperaturbelastung zwischen 0 % und 20 % zugesetzt wird.
5. Aluminiumlegierung nach einem oder mehreren der Ansprüche 2 bis 4, dadurch ge-

kennzeichnet, daß die Laufschichte (13) und/oder die Zwischenschichte (18) aushärtbar ist, z.B. durch Wärmeaushärtung, und eine Festigkeit der Zwischenschichte (18) gleich oder höher ist als die Festigkeit der Laufschichte (13).

- 5 6. Aluminiumlegierung nach einem oder mehreren der vorhergehenden Ansprüche, da-
durch gekennzeichnet, daß die Lauf- und/oder Zwischenschichte (13, 18) und/oder die Stütz-
lage (12) durch z.B. Plättieren, Anformen, Klemmen, Kleben, Umformen miteinander verbun-
den sind.
- 10 7. Aluminiumlegierung nach einem oder mehreren der vorhergehenden Ansprüche, da-
durch gekennzeichnet, daß diese Aluminiumlegierung nur schmelzungsbedingte Verunreini-
gungen aus Silicium aufweist.
- 15 8. Aluminiumlegierung nach einem oder mehreren der vorhergehenden Ansprüche, da-
durch gekennzeichnet, daß der Anteil von Zinn (14) in der Lauf- und/oder Zwischenschichte
(13, 18) zwischen 16 Gew% und 32 Gew%, bevorzugt zwischen 22 Gew% und 28 Gew% be-
trägt.
- 20 9. Aluminiumlegierung nach einem oder mehreren der vorhergehenden Ansprüche, da-
durch gekennzeichnet, daß diese Aluminiumlegierung einen Mindestanteil des Zinns (14) von
16 Gew% und/oder des Kupfers von 1,4 Gew% enthält.
- 25 10. Aluminiumlegierung nach einem oder mehreren der vorhergehenden Ansprüche, da-
durch gekennzeichnet, daß diese Aluminiumlegierung Kupfer, Mangan und zumindest je ein
Element einerseits aus einer Eisen enthaltenden Elementengruppe und andererseits aus einer
Magnesium, Antimon oder Zink enthaltenden Elementengruppe aufweist.
- 30 11. Aluminiumlegierung nach einem oder mehreren der vorhergehenden Ansprüche, da-
durch gekennzeichnet, daß die Menge von zwei Elementen, die aus der neben Mangan auch
Nickel und Eisen enthaltenden Elementengruppe zugelegt sind, der doppelten bis vierfachen
Menge des Kupfers entspricht, wobei der Gewichtsanteil der beiden Elemente der aus Mangan,
Nickel oder Eisen enthaltenden Elementengruppe zwischen 40 % und 200 %, bevorzugt zwi-
schen 45 % und 100 % der Kupfermenge ausmacht.
- 35 12. Aluminiumlegierung nach einem oder mehreren der vorhergehenden Ansprüche, da-
durch gekennzeichnet, daß der Gesamtanteil der zugelegten Elemente aus der neben Magne-
sium und Antimon auch Chrom, Wolfram, Niob, Vanadium, Kobalt, Molybdän und Zirkon ent-

haltenden Gruppe höchstens 200 % des Eisen- bzw. Nickelgehaltes, mindestens aber 0,2 Gew% der Legierungsmatrix (3) beträgt.

13. Aluminiumlegierung nach einem oder mehreren der vorhergehenden Ansprüche, dadurch gekennzeichnet, daß wenigstens je ein Element einerseits aus einer Blei, Wismut, Cadmium und Indium enthaltenden Elementengruppe und andererseits aus einer Mangan, Zink, Kalzium und Lithium enthaltenden Elementengruppe zulegiert ist.
5
14. Aluminiumlegierung nach einem oder mehreren der vorhergehenden Ansprüche, dadurch gekennzeichnet, daß der Anteil des jeweiligen Elementes aus der Blei, Wismut, Cadmium und Indium enthaltenden Elementengruppe zwischen 25 Gew% und 200 Gew% der maximalen Löslichkeit des jeweiligen Elementes in der gesamten Zinnmenge, der Gesamtanteil der Elemente aus dieser Gruppe aber mindestens 100 % und höchstens 300 % der maximalen Löslichkeit des am wenigsten in Zinn (14) löslichen Gruppenelementes beträgt.
10
15. Aluminiumlegierung nach einem oder mehreren der vorhergehenden Ansprüche, dadurch gekennzeichnet, daß der Anteil des jeweiligen Elementes aus der Mangan, Zink, Kalzium und Lithium enthaltenden Elementengruppe zwischen 10 % und 100 % der maximalen Löslichkeit des jeweiligen Elementes in der gesamten Aluminiummenge, der Gesamtanteil der Elemente aus dieser Gruppe aber mindestens 50 % und höchstens 200 % der maximalen Löslichkeit des am wenigsten in Aluminium löslichen Gruppenelementes ausmacht.
15
16. Aluminiumlegierung nach einem oder mehreren der vorhergehenden Ansprüche, dadurch gekennzeichnet, daß dieser Aluminiumlegierung mehrere der Elemente Silicium, Chrom, Magnesium, Wolfram, Titan, Antimon, Niob, Vanadium, Kobalt, Molybdän und Zirkon zugesetzt sind und deren Gesamtgehalt vorzugsweise kleiner 100 % des Gehaltes an Kupfer ist.
20
17. Aluminiumlegierung nach einem oder mehreren der vorhergehenden Ansprüche, dadurch gekennzeichnet, daß bei dieser Aluminiumlegierung das Verhältnis Mangan zu Eisen zwischen 4 : 1 und 2,5 : 1, bevorzugt 3,5 : 1 bis 2,5 : 1 liegt.
25
18. Aluminiumlegierung nach einem oder mehreren der vorhergehenden Ansprüche, dadurch gekennzeichnet, daß dieser Aluminiumlegierung mindestens 0,1 % und nicht mehr als 1,5 %, bevorzugt 0,15 % bis 0,8 %, bezogen auf die Legierungsmatrix (3), Chrom zugesetzt ist.
30
19. Aluminiumlegierung nach einem oder mehreren der vorhergehenden Ansprüche, dadurch gekennzeichnet, daß der Anteil an der Legierungsmatrix (3) an Zirkon 0,1 % bis 1,0 %,
35

bevorzugt zwischen 0,15 % und 0,5 % beträgt.

20. Aluminiumlegierung nach einem oder mehreren der vorhergehenden Ansprüche, dadurch gekennzeichnet, daß bezogen auf die Legierungsmatrix (3) Nickel und Chrom in einem 5 Verhältnis von 0,5 : 1, bevorzugt in einem Verhältnis von 0,2 : 1 zugesetzt ist.

10 21. Aluminiumlegierung nach einem oder mehreren der vorhergehenden Ansprüche, dadurch gekennzeichnet, daß bezogen auf die Legierungsmatrix (3) Kobalt und Eisen in einem Verhältnis von 1 : 1 bis 0,25 : 1, bevorzugt 1 : 0,75 bis 1 : 0,5 zugesetzt ist.

15 22. Aluminiumlegierung nach einem oder mehreren der vorhergehenden Ansprüche, dadurch gekennzeichnet, daß bei der Zumengung bis zu einem Gewichtsanteil von höchstens 10 % eines Elementes aus der Cadmium, Indium, Blei und/oder Wismut enthaltenden Elementengruppe, bevorzugt jedoch der Anteil durch den Multiplikator der jeweils vorliegenden maximalen Löslichkeit der Komponente in Aluminium bei Cadmium zwischen dem 1,1- und 2,2-fachen, bei Wismut zwischen dem 2- und 13,5-fachen, bei Indium zwischen dem 1,25- und 45-fachen und bei Blei zwischen dem 1,25- und 14-fachen der jeweiligen maximalen Löslichkeit dieser Elemente in Aluminium beträgt.

20 23. Aluminiumlegierung nach einem oder mehreren der vorhergehenden Ansprüche, dadurch gekennzeichnet, daß ein Aushärtungseffekt der Laufschichte (13) des aus der Lauf- und/oder Zwischenschichte (13, 18) und/oder der Stützlage (12) gebildeten Werkstoffverbundes unterhalb von einer Temperatur von 120°C höchstens 15 Gew% der bei einer Aushärtungstemperatur von max. 450°C, vorzugsweise 150°C bis 375°C erreichbaren Höchstfestigkeit beträgt.

25 24. Gleitlager aus einem Verbundwerkstoff, bestehend aus einer Lauf- und einer Zwischenschichte und gegebenenfalls Stützlage, insbesondere nach einem der vorhergehenden Ansprüche, dadurch gekennzeichnet, daß die Laufschichte (13) durch die Aluminiumlegierung nach Anspruch 1, 4 oder 5 gebildet ist.

30 25. Gleitlager nach Anspruch 24, dadurch gekennzeichnet, daß die Zwischenschichte (18) aus Reinaluminium gebildet ist.

35 26. Gleitlager nach Anspruch 24, dadurch gekennzeichnet, daß die Zwischenschichte (18) durch eine Aluminiumlegierung gebildet ist, die als Hauptlegierungselemente zumindest ein Element einer Eisen, Mangan, Nickel, Chrom, Kobalt, Kupfer, Platin, Magnesium, Antimon oder Silber enthaltenden ersten Elementengruppe zugesetzt ist.

27. Gleitlager nach einem oder mehreren der vorhergehenden Ansprüche, dadurch gekennzeichnet, daß die Zwischenschichte (18) aus einer Aluminiumlegierung mit dem Hauptlegierungselement Zink gebildet ist.

5 28. Verfahren zur Herstellung von Verbundwerkstoffen aus Aluminiumlegierungen, insbesondere für ein Gleitlager, bei dem weiche Phasen enthaltende aushärtbare Aluminium-Legierungen mit durch Hartstoffe wie Kupfer, Mangan, Eisen, Kobalt, Zirkon gebildeten Legierungselementen legiert sind, dadurch gekennzeichnet, daß der Legierung zwischen 16 Gew% und 48 Gew%, vorzugsweise zwischen 20 Gew% und 30 Gew% Zinn zugesetzt wird

10 und beim Gußvorgang intermetallische Phasen in einem Volumsanteil von 0,15 % bis 5 % der Zinn-Netzwerkstruktur auf maximal 70 %, vorzugsweise 20 % bis 60 % der mittleren Umfangslänge der sichtbaren Matrixkörngrenzen beschränkt wird und mindestens 15 % der Zinnpartikel mit den intermetallischen Phasen in einem Größenverhältnis von 1 : 1 vorliegen.

15 29. Verfahren nach Anspruch 28, dadurch gekennzeichnet, daß die intermetallischen Phasen nach einer Plattierung mit einer weiteren Schichte einer Legierung bei einer Temperatur von mindestens 365°C, vorzugsweise zwischen 370°C und 545°C thermisch behandelt wird und während einer nachfolgenden zwangsweisen Abkühlung die intermetallischen Phasen mit Ausnahme der Eisen-Kobalt- und Mangan-Kobalt-reichen intermetallischen Phasen aufgelöst werden, bis eine Matrix-Härte von maximal 43 Hb 2,5/31,25 erreicht ist.

20 30. Verfahren nach Anspruch 29, dadurch gekennzeichnet, daß nach Umformung der intermetallischen Phasen die Schichte einer Kaltumformung von mindestens 25 % unterworfen wird, wonach eine thermische Behandlung bei mindestens 145°C, vorzugsweise zwischen 155°C und 180°C thermisch nachverdichtet wird, wobei die thermische Behandlung durch maximal 3 Stunden bei der jeweiligen Temperatur, jedoch höchstens 50°C unter der jeweiligen Kühltemperatur nachverdichtet wird, bis mindestens 75 % der bei maximaler Aushärtung erreichbaren Festigkeit erreicht sind.

25 31. Verfahren nach Anspruch 30, dadurch gekennzeichnet, daß der aus der Lauf- und/oder Zwischenschichte und/oder Stützlage gebildete Werkstoffverbund einer Aushärtung unterzogen wird, wobei ein Aushärtungseffekt der Laufschichte unterhalb von einer Temperatur von 120°C höchstens 10 % der bei einer Aushärtungstemperatur von maximal 450°C, vorzugsweise 150°C bis 375°C, erreichbaren Höchstfestigkeit bewirkt wird.

30 35

1/5

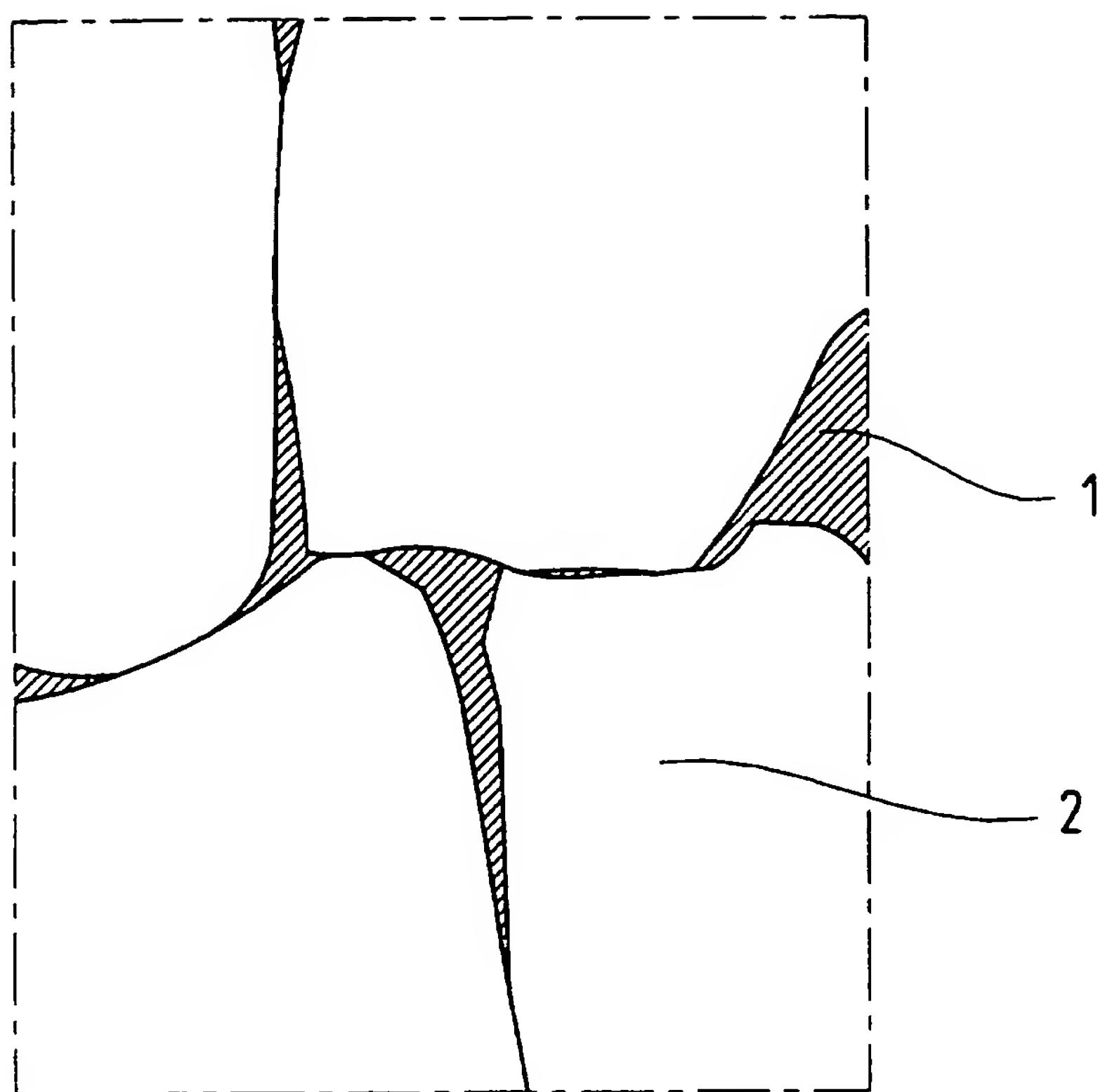
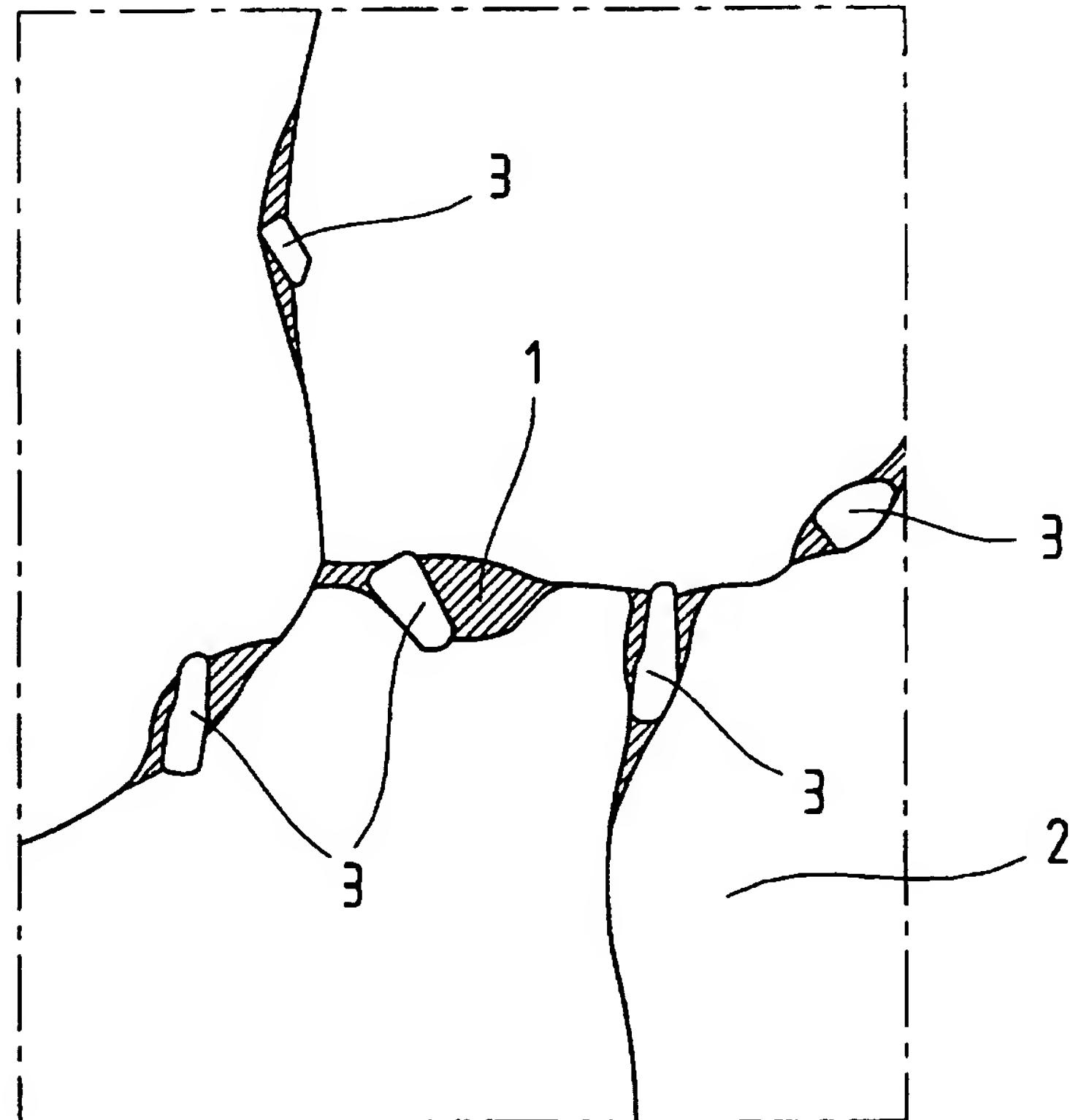
Fig.1**Fig.2**

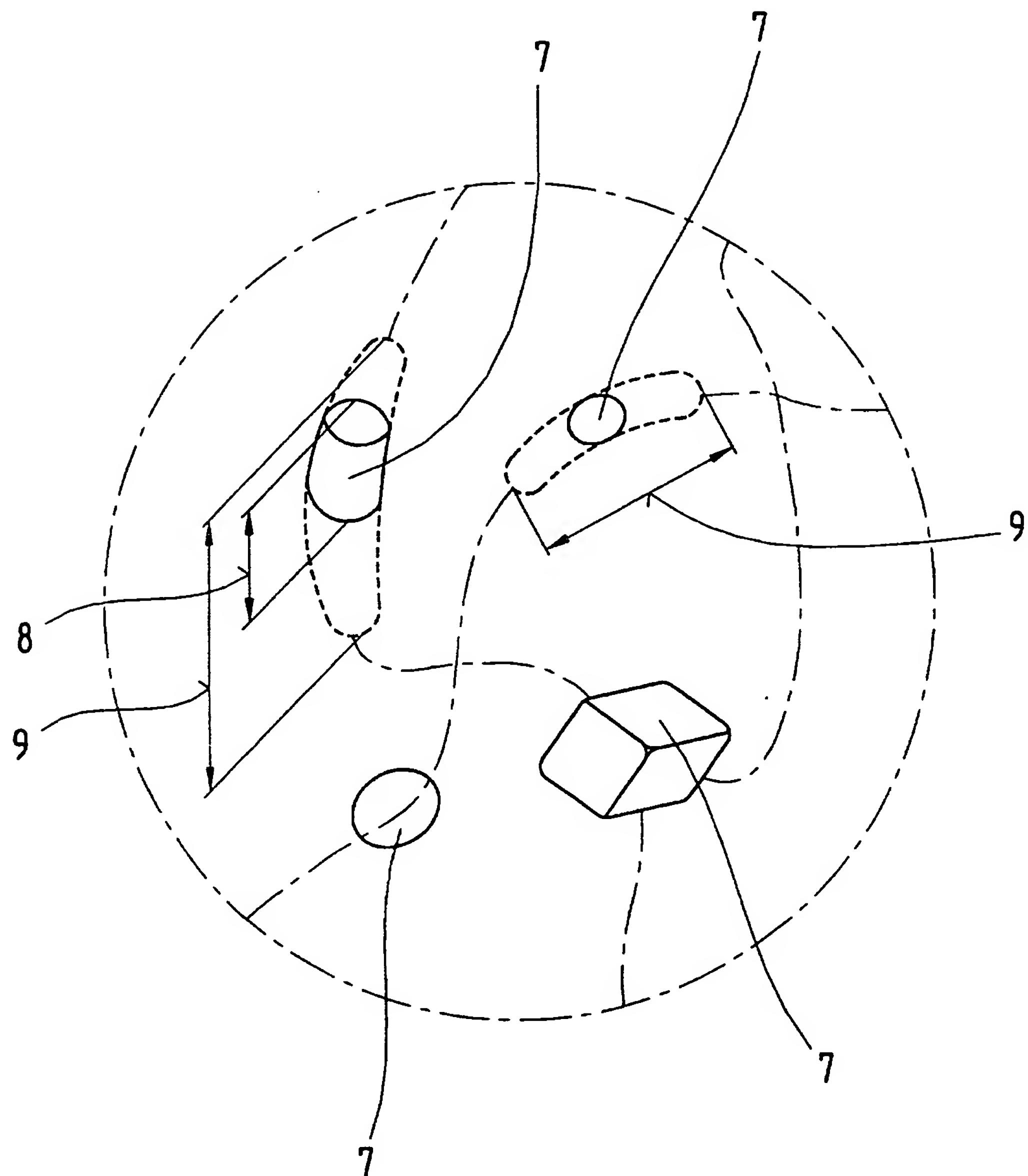
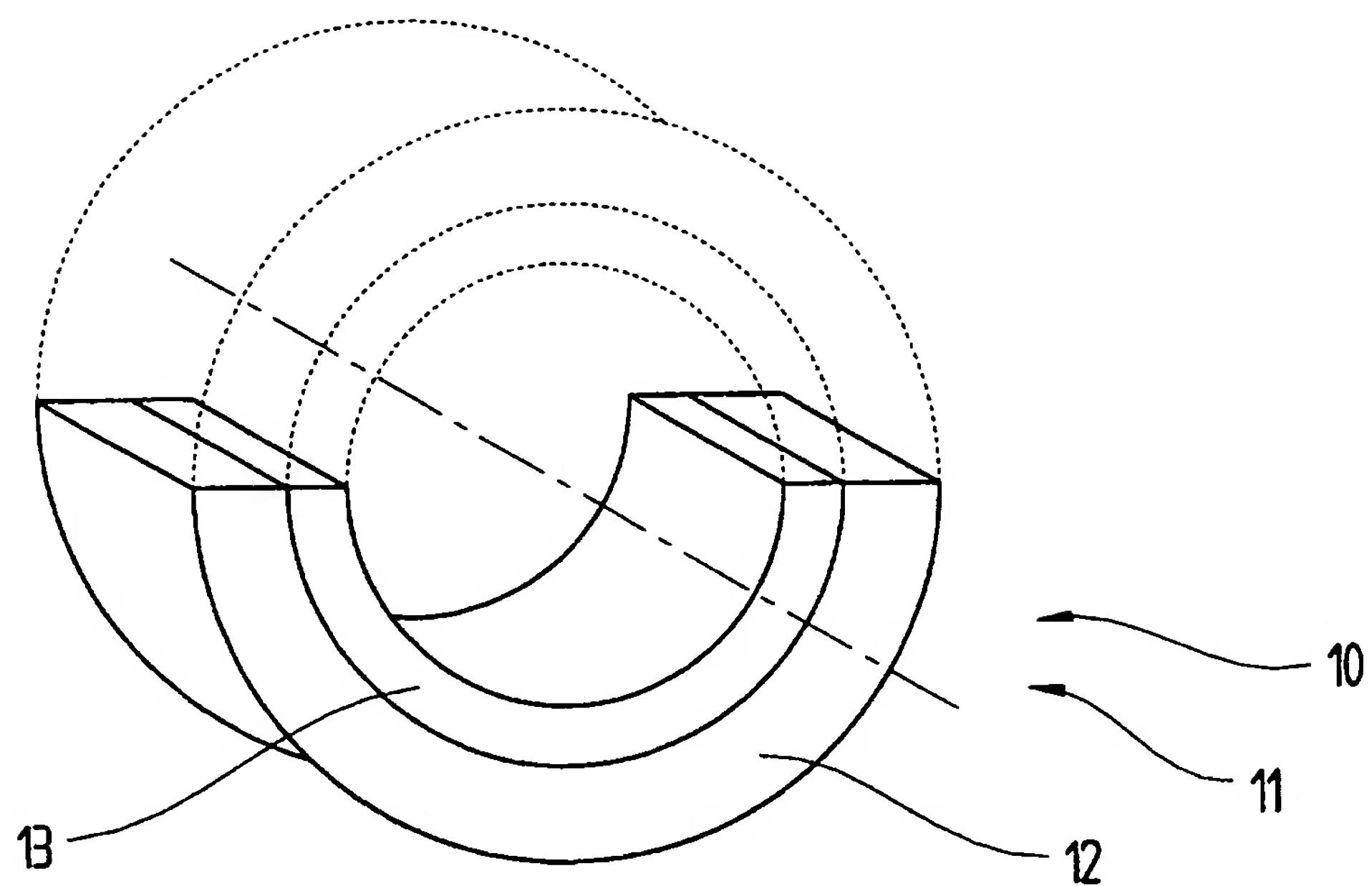
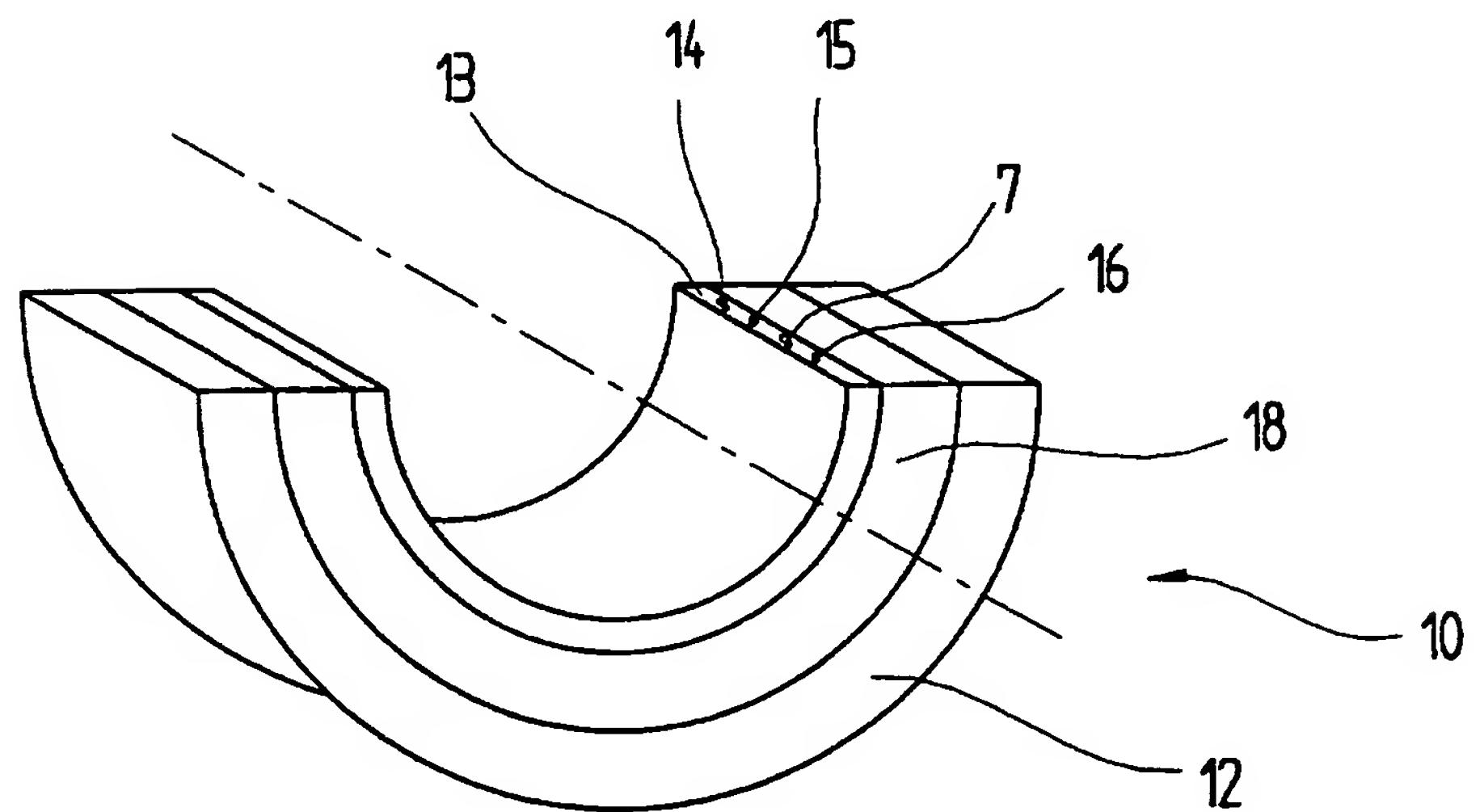
Fig.3

Fig.4**Fig.5**

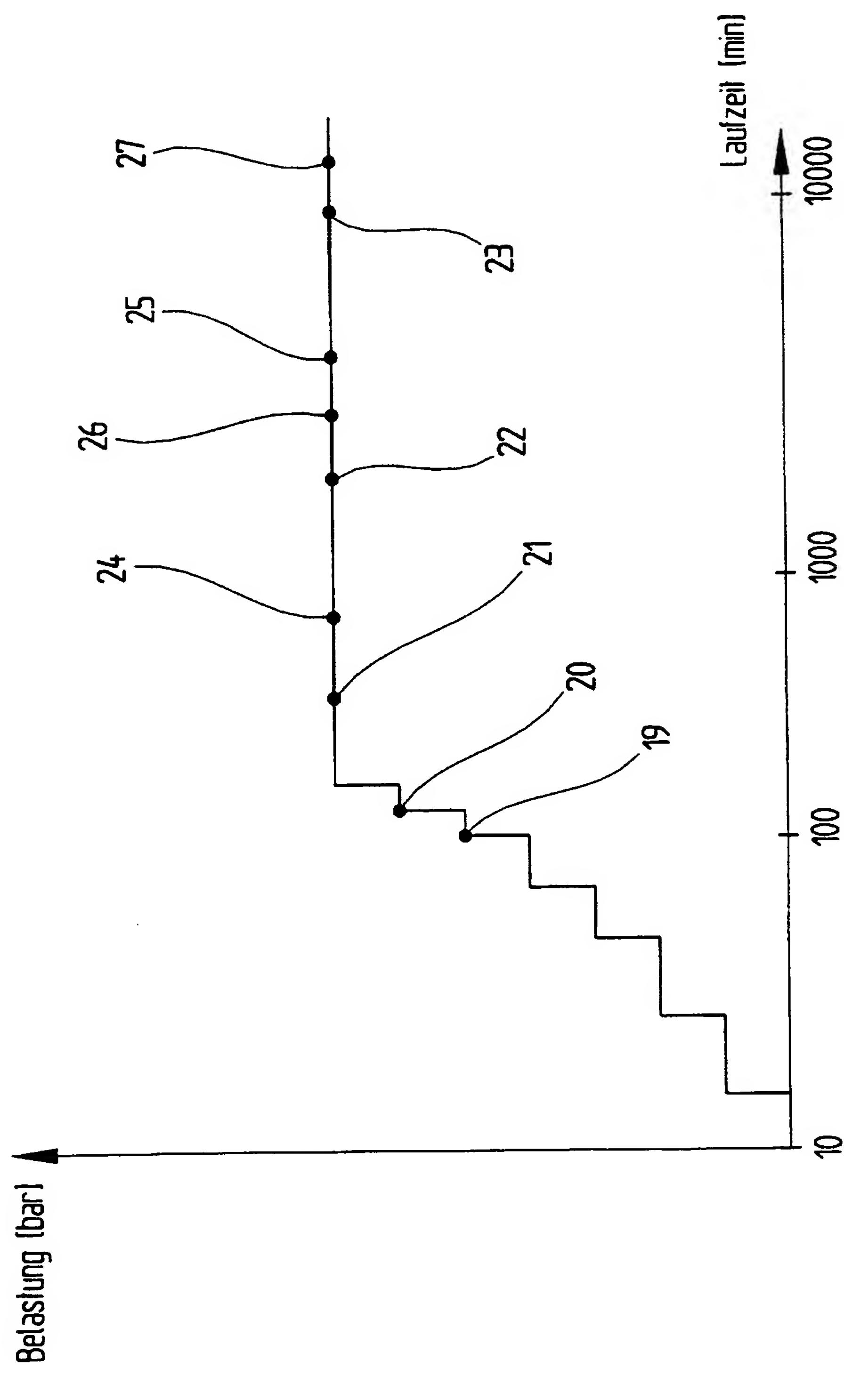
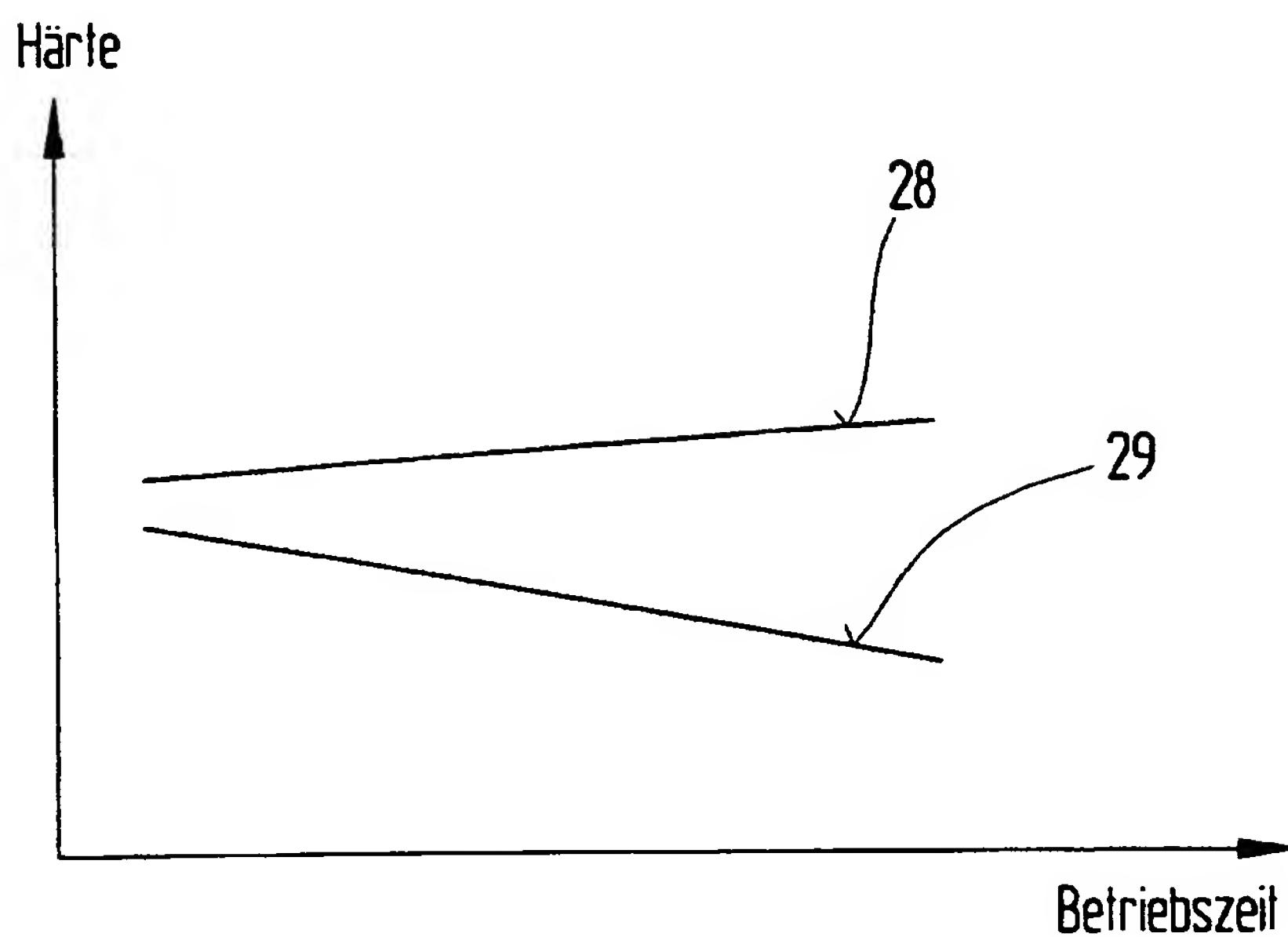
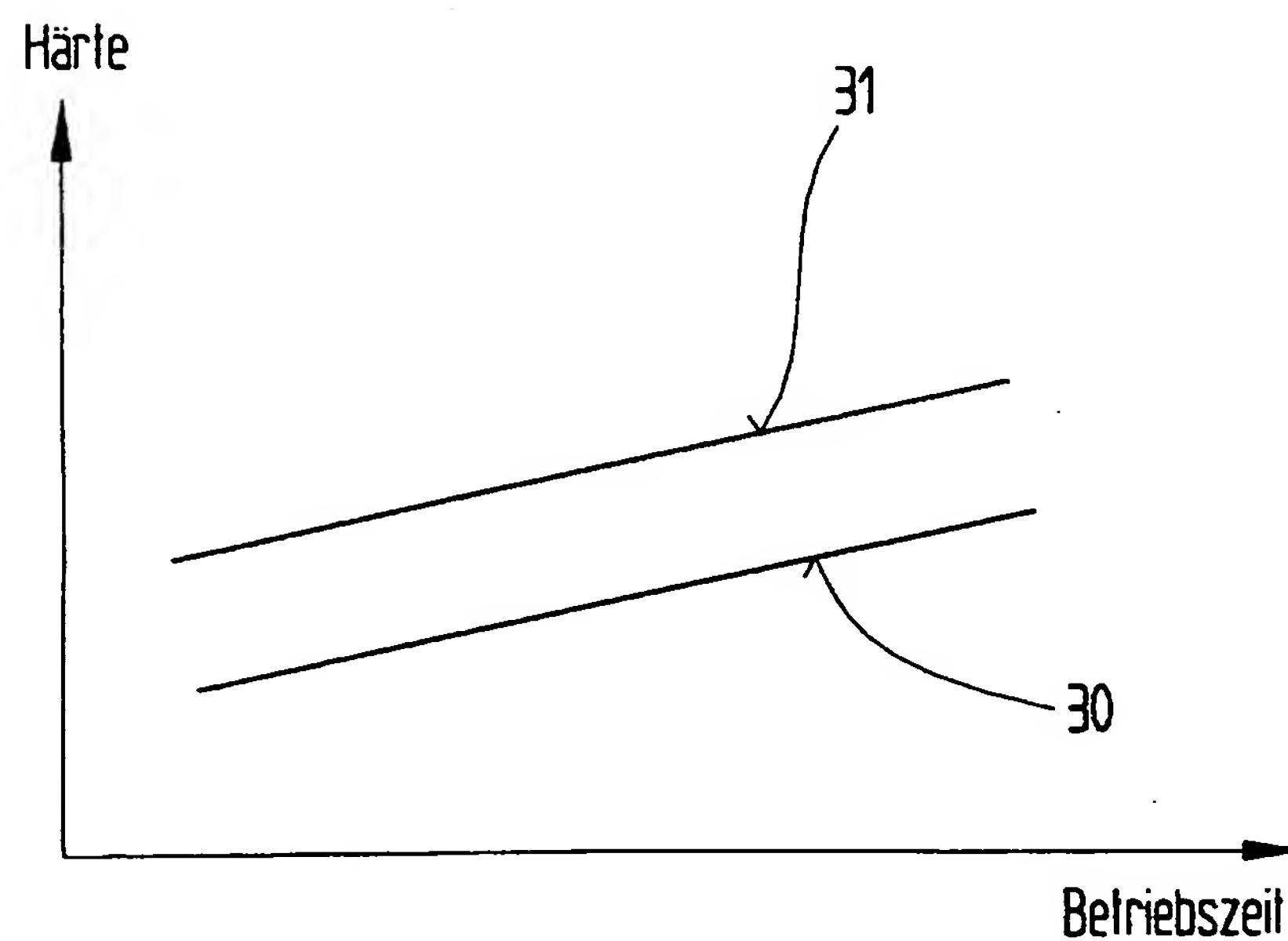
**Fig. 6**

Fig.7**Fig.8**

INTERNATIONAL SEARCH REPORT

International application No.

PCT/AT 96/00259

A. CLASSIFICATION OF SUBJECT MATTER

IPC:6 C22C21/00 F16C33/12

According to International Patent Classification (IPC) or to both national classification and IPC

B. FIELDS SEARCHED

Minimum documentation searched (classification system followed by classification symbols)

IPC:6 C22C F16C

Documentation searched other than minimum documentation to the extent that such documents are included in the fields searched

Electronic data base consulted during the international search (name of data base and, where practicable, search terms used)

C. DOCUMENTS CONSIDERED TO BE RELEVANT

Category*	Citation of document, with indication, where appropriate, of the relevant passages	Relevant to claim No.
X	DE 40 04 703 A (GLYCO METALL WERKE) 13 September 1990 (13.09.90) claims; column 2, lines 44-53; column 3, lines 55-56; column 5, lines 43-67 -----	1,3-7, 11,23-26, 29-31
X	DE 43 32 433 A (DAIDO METAL CO LTD) 5 May 1994 (05.05.94) claims; tables -----	3,16, 18-20
X	DE 30 00 773 A (TAIHO KOGYO CO LTD) 16 July 1981 (16.07.81) claims; table A; page 13, last paragraph -----	3,13-16, 22

 Further documents are listed in the continuation of Box C. See patent family annex.

- Special categories of cited documents:
- "A" document defining the general state of the art which is not considered to be of particular relevance
- "E" earlier document but published on or after the international filing date
- "L" document which may throw doubts on priority claim(s) or which is cited to establish the publication date of another citation or other special reason (as specified)
- "O" document referring to an oral disclosure, use, exhibition or other means
- "P" document published prior to the international filing date but later than the priority date claimed

- "T" later document published after the international filing date or priority date and not in conflict with the application but cited to understand the principle or theory underlying the invention
- "X" document of particular relevance; the claimed invention cannot be considered novel or cannot be considered to involve an inventive step when the document is taken alone
- "Y" document of particular relevance; the claimed invention cannot be considered to involve an inventive step when the document is combined with one or more other such documents, such combination being obvious to a person skilled in the art
- "&" document member of the same patent family

Date of the actual completion of the international search

2 May 1997 (02.05.97)

Date of mailing of the international search report

23 May 1997 (23.05.97)

Name and mailing address of the ISA/

EUROPEAN PATENT OFFICE
Facsimile No.

Authorized officer

Telephone No.

INTERNATIONAL SEARCH REPORT

International application No. PCT/AT 96/00259
--

C (Continuation). DOCUMENTS CONSIDERED TO BE RELEVANT

Category*	Citation of document, with indication, where appropriate, of the relevant passages	Relevant to claim No.
X	US 4 471 032 A (FUKUOKA TATSUHIKO ET AL) 11 September 1984 (11.09.84) claim 1 -----	1
X	DE 42 31 862 A (DAIDO METAL CO LTD) 8 April 1993 (08.04.93) cited in the application claims 1 and 4 -----	2,27
X	DE 36 40 698 A (NISSAN MOTOR ; NDC KK (JP)) 4 June 1987 (04.06.87) cited in the application table 1; example 4 -----	3,10, 12-15,22

INTERNATIONAL SEARCH REPORT

Information on patent family members

Internat'l Application No

PCT/AT 96/00259

Patent document cited in search report	Publication date	Patent family member(s)		Publication date
DE 4004703 A	13-09-90	FR 2643955 A		07-09-90
		GB 2228743 A,B		05-09-90
		IT 1238055 B		26-06-93
		JP 3044439 A		26-02-91
		LT 1491 A,B		26-06-95
		PL 161551 B		30-07-93
		SU 1813112 A		30-04-93
		US 4973523 A		27-11-90
<hr/>				
DE 4332433 A	05-05-94	JP 6136475 A		17-05-94
		GB 2271779 A,B		27-04-94
		US 5384205 A		24-01-95
<hr/>				
DE 3000773 A	16-07-81	NONE		
<hr/>				
US 4471032 A	11-09-84	NONE		
<hr/>				
DE 4231862 A	08-04-93	JP 2532778 B		11-09-96
		JP 5099229 A		20-04-93
		GB 2260338 A,B		14-04-93
		KR 9506648 B		21-06-95
<hr/>				
DE 3640698 A	04-06-87	JP 7116541 B		13-12-95
		JP 62130253 A		12-06-87
		GB 2185041 A,B		08-07-87
		US 4857267 A		15-08-89
<hr/>				

INTERNATIONALER RECHERCHENBERICHT

Internat. Aktenzeichen

PCT/AT 96/00259

A. KLASIFIZIERUNG DES ANMELDUNGSGEGENSTANDES
IPK 6 C22C21/00 F16C33/12

Nach der Internationalen Patentklassifikation (IPK) oder nach der nationalen Klassifikation und der IPK

B. RECHERCHIERTE GEBIETE

Recherchierte Mindestprüfstoff (Klassifikationssystem und Klassifikationssymbole)

IPK 6 C22C F16C

Recherchierte aber nicht zum Mindestprüfstoff gehörende Veröffentlichungen, soweit diese unter die recherchierten Gebiete fallen

Während der internationalen Recherche konsultierte elektronische Datenbank (Name der Datenbank und evtl. verwendete Suchbegriffe)

C. ALS WESENTLICH ANGESEHENE UNTERLAGEN

Kategorie*	Bezeichnung der Veröffentlichung, soweit erforderlich unter Angabe der in Betracht kommenden Teile	Betr. Anspruch Nr.
X	DE 40 04 703 A (GLYCO METALL WERKE) 13. September 1990 Ansprüche; Spalte 2, Zeilen 44-53; Spalte 3, Zeilen 55-56; Spalte 5, Zeilen 43-67 ---	1,3-7, 11, 23-26, 29-31
X	DE 43 32 433 A (DAIDO METAL CO LTD) 5. Mai 1994 Ansprüche; Tabellen ---	3,16, 18-20
X	DE 30 00 773 A (TAIHO KOGYO CO LTD) 16. Juli 1981 Ansprüche; Tabelle A; Seite 13, letzter Absatz ---	3,13-16, 22
		-/-

Weitere Veröffentlichungen sind der Fortsetzung von Feld C zu entnehmen

Siehe Anhang Patentfamilie

- * Besondere Kategorien von angegebenen Veröffentlichungen :
- *' A' Veröffentlichung, die den allgemeinen Stand der Technik definiert, aber nicht als besonders bedeutsam anzusehen ist
- *' E' älteres Dokument, das jedoch erst am oder nach dem internationalen Anmeldedatum veröffentlicht worden ist
- *' L' Veröffentlichung, die geeignet ist, einen Prioritätsanspruch zweifelhaft erscheinen zu lassen, oder durch die das Veröffentlichungsdatum einer anderen im Recherchenbericht genannten Veröffentlichung belegt werden soll oder die aus einem anderen besonderen Grund angegeben ist (wie ausgeführt)
- *' O' Veröffentlichung, die sich auf eine mündliche Offenbarung, eine Benutzung, eine Ausstellung oder andere Maßnahmen bezieht
- *' P' Veröffentlichung, die vor dem internationalen Anmeldedatum, aber nach dem beanspruchten Prioritätsdatum veröffentlicht worden ist

- *' T' Spätere Veröffentlichung, die nach dem internationalen Anmeldedatum oder dem Prioritätsdatum veröffentlicht worden ist und mit der Anmeldung nicht kollidiert, sondern nur zum Verständnis des der Erfindung zugrundeliegenden Prinzips oder der ihr zugrundeliegenden Theorie angegeben ist
- *' X' Veröffentlichung von besonderer Bedeutung, die beanspruchte Erfindung kann allein aufgrund dieser Veröffentlichung nicht als neu oder auf erfinderischer Tätigkeit beruhend betrachtet werden
- *' Y' Veröffentlichung von besonderer Bedeutung, die beanspruchte Erfindung kann nicht als auf erfinderischer Tätigkeit beruhend betrachtet werden, wenn die Veröffentlichung mit einer oder mehreren anderen Veröffentlichungen dieser Kategorie in Verbindung gebracht wird und diese Verbindung für einen Fachmann naheliegend ist
- *' &' Veröffentlichung, die Mitglied derselben Patentfamilie ist

1

Datum des Abschlusses der internationalen Recherche

2. Mai 1997

Anmeldedatum des internationalen Recherchenberichts

23. 05. 97

Name und Postanschrift der Internationale Recherchenbehörde
Europäisches Patentamt, P.B. 5818 Patentlaan 2
NL - 2280 HV Rijswijk
Tel. (+31-70) 340-2040, Tx. 31 651 epo nl,
Fax (+31-70) 340-3016

Bevollmächtigter Bediensteter

Bjoerk, P

INTERNATIONALER RECHERCHENBERICHT

Internes des Aktenzeichen

PCT/AT 96/00259

C.(Fortsetzung) ALS WESENTLICH ANGESEHENE UNTERLAGEN

Kategorie*	Bezeichnung der Veröffentlichung, soweit erforderlich unter Angabe der in Betracht kommenden Teile	Betr. Anspruch Nr.
X	US 4 471 032 A (FUKUOKA TATSUHIKO ET AL) 11.September 1984 Anspruch 1 ---	1
X	DE 42 31 862 A (DAIDO METAL CO LTD) 8.April 1993 in der Anmeldung erwähnt Ansprüche 1 und 4 ---	2,27
X	DE 36 40 698 A (NISSAN MOTOR ;NDC KK (JP)) 4.Juni 1987 in der Anmeldung erwähnt Tabelle 1, Beispiel 4 -----	3,10, 12-15,22

1

INTERNATIONALER RECHERCHENBERICHT

Angaben zu Veröffentlichungen, die zur selben Patentfamilie gehören

Internat. Aktenzeichen

PCT/AT 96/00259

Im Recherchenbericht angeführtes Patentdokument	Datum der Veröffentlichung	Mitglied(er) der Patentfamilie	Datum der Veröffentlichung
DE 4004703 A	13-09-90	FR 2643955 A GB 2228743 A,B IT 1238055 B JP 3044439 A LT 1491 A,B PL 161551 B SU 1813112 A US 4973523 A	07-09-90 05-09-90 26-06-93 26-02-91 26-06-95 30-07-93 30-04-93 27-11-90
DE 4332433 A	05-05-94	JP 6136475 A GB 2271779 A,B US 5384205 A	17-05-94 27-04-94 24-01-95
DE 3000773 A	16-07-81	KEINE	
US 4471032 A	11-09-84	KEINE	
DE 4231862 A	08-04-93	JP 2532778 B JP 5099229 A GB 2260338 A,B KR 9506648 B	11-09-96 20-04-93 14-04-93 21-06-95
DE 3640698 A	04-06-87	JP 7116541 B JP 62130253 A GB 2185041 A,B US 4857267 A	13-12-95 12-06-87 08-07-87 15-08-89

**This Page is Inserted by IFW Indexing and Scanning
Operations and is not part of the Official Record**

BEST AVAILABLE IMAGES

Defective images within this document are accurate representations of the original documents submitted by the applicant.

Defects in the images include but are not limited to the items checked:

BLACK BORDERS

IMAGE CUT OFF AT TOP, BOTTOM OR SIDES

FADED TEXT OR DRAWING

BLURRED OR ILLEGIBLE TEXT OR DRAWING

SKEWED/SLANTED IMAGES

COLOR OR BLACK AND WHITE PHOTOGRAPHS

GRAY SCALE DOCUMENTS

LINES OR MARKS ON ORIGINAL DOCUMENT

REFERENCE(S) OR EXHIBIT(S) SUBMITTED ARE POOR QUALITY

OTHER: _____

IMAGES ARE BEST AVAILABLE COPY.

As rescanning these documents will not correct the image problems checked, please do not report these problems to the IFW Image Problem Mailbox.